

Национальная академия наук Беларуси

Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов

Министерство образования Республики Беларусь

Белорусский республиканский фонд фундаментальных исследований

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»

УО «Витебский государственный технологический университет»



60-я

**МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ**

«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

Материалы конференции

14-18 мая 2018 года

Витебск, Беларусь

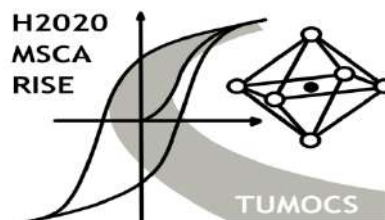
УДК 539.4
ББК 22.25
А-43

Под редакцией члена-корреспондента НАН Беларуси В.В.Рубаника

60 Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности», 14–18 мая 2018 года, Витебск, Беларусь: материалы конференции / Витебск: УО «ВГТУ», 2018. – 592 с.

В сборнике материалов научной конференции представлены результаты исследований перспективных конструкционных и функциональных материалов. Рассмотрен ряд наиболее актуальных сегодня направлений материаловедения и физики конденсированного состояния.

Сборник предназначен для широкого круга специалистов: научных работников, инженеров, работающих в области материаловедения и физики конденсированного состояния, а также преподавателей, аспирантов и студентов, специализирующихся в области материаловедения.



ISBN

Тексты набраны с авторских оригиналов.

ИЗГИБ СВОБОДНОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ

Андронов И.Н.¹, Демина М.Ю.²

¹Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия
iandronov@mail.ru

²Сыктывкарский лесной институт (филиал) Санкт-Петербургского государственного лесотехнического университета, Сыктывкар, Россия

Биметаллические пластины применяют в различных устройствах, используя их способность изменять кривизну при нагревании вследствие различного теплового расширения составляющих пластину металлов или сплавов [1]. Слой металла, имеющий больший коэффициент теплового расширения α_1 , называется активным, меньший коэффициент $\alpha_2 < \alpha_1$ – пассивным. Биметаллические пластины могут применяться в качестве элементов приборов и автоматических устройств, чувствительных к изменению температуры: тепловые реле, термометры, термокомпенсаторы для уменьшения погрешности показаний приборов при колебаниях температуры. Введем характеристику чувствительности биметаллической пластины к изменению температуры

$$k = \frac{fl}{i\Delta t}, \tag{1}$$

где f – изгиб свободного конца пластины длиной l и толщиной h , имеющей радиус инерции $i = \sqrt{J_x/F} = \sqrt{bh^3/12bh} = h/2\sqrt{3}$, разность температур Δt . Представим (1) как

$$k = \frac{2\sqrt{3}fl}{h\Delta t}. \tag{2}$$

Рассмотрим свободный нагрев прямой биметаллической пластины. Выделим из пластины шириной b бесконечно малый элемент dx (рис. 1), обозначим толщину слоев h_1 и h_2 , коэффициенты линейного расширения $\alpha_1 > \alpha_2$. При нагреве несаянных слоев они независимо удлиняются, приобретая относительные деформации ε_1 и ε_2

$$\varepsilon_1 dx = \Delta t \cdot \alpha_1 dx$$

$$\varepsilon_2 dx = \Delta t \cdot \alpha_2 dx.$$

При совместном расширении спаянных слоев, на основе гипотезы плоских сечений, происходит искривление, концевые сечения элемента поворачиваются на угол $d\varphi$. Волокна, расположенные на расстоянии y от спая металлов, удлиняются на

$$\varepsilon_y dx = \varepsilon_0 dx + y d\varphi,$$

где ε_0 – относительное удлинение поверхности спая, а относительная деформация рассматриваемого слоя

$$\varepsilon_y = \varepsilon_0 + y \frac{d\varphi}{dx}. \tag{3}$$

Согласно рис. 1 $\rho d\varphi = dx(1 + \varepsilon_0)$, считая $\varepsilon_0 \ll 1$, получим кривизну пластины при температуре t

$$\aleph_t = \frac{d\varphi}{dx} = \frac{1}{\rho}, \tag{4}$$

тогда

$$\varepsilon_y = \varepsilon_0 + y \aleph_t. \tag{5}$$

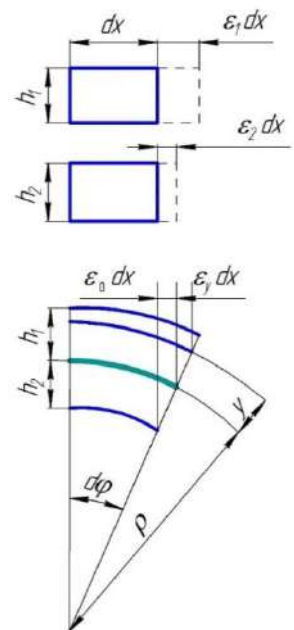


Рисунок 1

Представим линейную деформацию как сумму деформаций от внутренних сил N и совместного удлинения слоев пластины при нагреве

$$\varepsilon_y = \varepsilon_N + \varepsilon_t = \frac{\sigma}{E} + \alpha\Delta t, \quad (6)$$

где E – модуль продольной упругости материала. Приравняв (5) и (6), получим

$$\frac{\sigma}{E} + \alpha\Delta t = \varepsilon_0 + y\aleph_t, \quad (7)$$

тогда напряжение в слое с координатой y будет

$$\sigma = E(\varepsilon_0 + y\aleph_t - \alpha\Delta t). \quad (8)$$

Напряжение в активном слое $\sigma_1 = E_1(\varepsilon_0 + y\aleph_t - \alpha_1\Delta t)$ при $0 \leq y \leq h_1$; в пассивном слое $\sigma_2 = E_2(\varepsilon_0 + y\aleph_t - \alpha_2\Delta t)$ при $h_2 \leq y \leq 0$, где E_1 – модуль упругости активного слоя, E_2 – модуль упругости материала пассивного слоя.

Условие равновесия для произвольного поперечного сечения элемента биметаллической пластины, представленной на рис. 1, запишется в виде $\sum N = 0$, $\sum M = 0$,

$$\begin{aligned} \sum N &= \int_{F_1} \sigma_1 dF + \int_{F_2} \sigma_2 dF = E_1 b \int_0^{h_1} (\varepsilon_0 + y\aleph_t - \alpha_1\Delta t) dy + E_2 b \int_{-h_2}^0 (\varepsilon_0 + y\aleph_t - \alpha_2\Delta t) dy = \\ &= E_1 b \left(\varepsilon_0 h_1 + \aleph_t \frac{h_1^2}{2} - \alpha_1 h_1 \Delta t \right) + E_2 b \left(\varepsilon_0 h_2 - \aleph_t \frac{h_2^2}{2} - \alpha_2 h_2 \Delta t \right) = 0, \end{aligned} \quad (9)$$

$$\begin{aligned} \sum M &= \int_{F_1} \sigma_1 y dF + \int_{F_2} \sigma_2 y dF = E_1 b \int_0^{h_1} (\varepsilon_0 + y\aleph_t - \alpha_1\Delta t) y dy + E_2 b \int_{-h_2}^0 (\varepsilon_0 + y\aleph_t - \alpha_2\Delta t) y dy = \\ &= E_1 b \left(\varepsilon_0 \frac{h_1^2}{2} + \aleph_t \frac{h_1^3}{3} - \alpha_1 \Delta t \frac{h_1^2}{2} \right) - E_2 b \left(\varepsilon_0 \frac{h_2^2}{2} - \aleph_t \frac{h_2^3}{3} - \alpha_2 \Delta t \frac{h_2^2}{2} \right) = 0. \end{aligned} \quad (10)$$

Решая уравнения (9) и (10) относительно кривизны \aleph_t , получим:

$$\aleph_t = \frac{6(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta t}{\frac{(E_1 h_1^2 - E_2 h_2^2)^2}{E_1 E_2 h_1 h_2 (h_1 + h_2)} + 4(h_1 + h_2)}. \quad (11)$$

Максимальная чувствительность k достигается при максимальной кривизне пластины, т.е. при $E_1 h_1^2 - E_2 h_2^2 = 0$, отсюда

$$E_1 h_1^2 = E_2 h_2^2 \quad \text{или} \quad \frac{h_1}{h_2} = \sqrt{\frac{E_2}{E_1}}, \quad (12)$$

при этом наибольшая кривизна пластины

$$\aleph_{tmax} = \frac{6(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta t}{4(h_1 + h_2)} = \frac{3(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta t}{2h}, \quad (13)$$

и деформация поверхности спая

$$\varepsilon_0 = \frac{(\alpha_1 h_2 + \alpha_2 h_1)\Delta t}{h}, \quad (14)$$

где $h = h_1 + h_2$ – толщина пластины.

Напряжения, возникающие в слоях пластины, согласно (8)

$$\sigma = E(\varepsilon_0 + y\aleph_{tmax} - \alpha\Delta t) = E \left(\frac{\alpha_1 h_2 + \alpha_2 h_1}{h} \Delta t + \frac{3(\alpha_1 - \alpha_2)y}{2h} \Delta t - \alpha\Delta t \right), \quad (15)$$

для активного и пассивного слоев определяются как: $\sigma_{1r} = E_1 \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \Delta t}{h} \left(\frac{3}{2} y - h_1 \right)$ при $0 \leq y \leq h_1$ и $\sigma_{2r} = E_2 \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \Delta t}{h} \left(\frac{3}{2} y + h_2 \right)$ при $h_2 \leq y \leq 0$.

Изотермическое перемещение сечений пластины определяется при помощи интеграла Мора

$$f = \int_l \frac{M_p M_1}{EJ} dl, \quad (16)$$

где M_p – момент в текущем сечении; $\frac{M_p}{EJ} = \frac{1}{\rho} = \kappa_{i,max}$ – кривизна изогнутой пластины; M_1 – момент от единичной силы, равный $M_1 = 1 \cdot z$, где $0 \leq z \leq l$.

Для прямой консольно закрепленной пластины (рис. 2) прогиб свободного конца согласно (16) равен,

$$f = \frac{3(\alpha_1 - \alpha_2) \Delta t}{2h} l^2,$$

а угол поворота конечного сечения при единичном моменте $M_1 = 1$ будет равен

$$\varphi = \frac{3(\alpha_1 - \alpha_2) \Delta t}{2h} \int_0^l M_1 dl = \frac{3(\alpha_1 - \alpha_2) l \Delta t}{2h}.$$

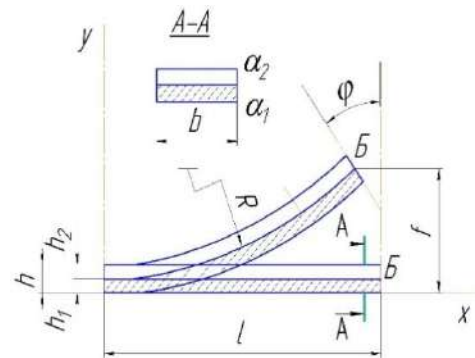


Рисунок 2.

Для металлов, которые традиционно входят в состав биметаллических пластин, например, таких как медь, никель, упругие и тепловые константы незначительно изменяются с температурой. Однако при использовании в качестве активного слоя металла с памятью формы [2] можно добиться повышенной чувствительности биметалла к температурным изменениям, причем в расчетах подобных термоэлементов необходимо учитывать изменение упругого модуля активного металла с температурой [3–5].

Список литературы

1. Андронов И.Н., Демина М.Ю. Напряжения и деформации в биметаллической балке // LIX Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», Тольятти, 5–7 сентября 2017 г. - С. 179 – 181.
2. Belyaev S., Evard M., Lomakin I., Resnina N., Volkov A., Rubanik V. Functional properties of shape memory bimetal plate // Materials Today: Proceedings 2S. 2015. - P.723-726.
3. Андронов И.Н., Тарсин А.В., Богданов Н.П. Численное описание зависимости модуля Юнга никелида титана от температуры // Вестник ТГУ. -2013.- Т.18, Вып.4. - С. 2067 – 2068.
4. Андронов И.Н., Богданов Н.П., Северова Н.А., Тарсин А.В. Влияние фактора термоциклирования и знака нагружения на величину фазовых модулей никелида титана // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. -2009. -Т. 75, №4. -С. 42 – 44.
5. Цхай Э.Б., Волокитин Г.Г., Клопотов А.А. Особенности работы тарельчатых пружин из сплавов с эффектами памяти формы // Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы современного машиностроения», Юрга, 11-12 декабря 2014 г. -С.397 – 40

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ ВТОРИЧНЫХ КВАРЦИТОВ
ЧАНЛИБЕЛЬСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ**

Гувалов А.А., Аббасова С.И.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет
Баку, Азербайджанская Республика, abbas-guvalov@mail.ru*

Введение минеральных добавок в портландцемент является одним из актуальных направлений решения проблем ресурсо- и энергосбережения, а также охраны окружающей среды при производстве и применении строительных материалов. Расширение сырьевой базы минеральных добавок может быть достигнуто за счет использования природных пуццоланов и термоактивированных полиминеральных глин.

Наполнители из прокаленных и обожженных до частичного или полного спекания глин с древних времен находят применение в качестве тонкомолотых пуццолановых добавок в цементные и известковые вяжущие и материалы и изделия на их основе.

Глины – повсеместно распространенное, доступное и дешевое сырье для получения пуццоланов. Термически активированные глины классифицируются как искусственные пуццоланы европейским стандартом EN197-1-2000. Пуццоланы применяются в виде цемянки, глиниста, горелых пород, аглопорита, керамзита и керамзитовой пыли. Глинист получают измельчением обожженных глин при температурах 600–800°C. В последнее время определенное применение в качестве пуццолановой добавки для повышения показателей физико-технических свойств цементных композитов получила одна из разновидностей глиниста – метакаолин. Метакаолин представляет собой продукт термической обработки мономинеральных с высоким содержанием минерала каолинита каолиновых глин. В состав качественных сортов метакаолина входят 50–55% SiO₂ и 40–45% Al₂O₃. Благодаря пластинчатой морфологии частиц метакаолин положительно влияет на удобоукладываемость бетонной смеси и повышает ее устойчивость к водоотделению, а также прочность, химическую стойкость, морозостойкость и долговечность бетона. Установлено, что метакаолин имеет достаточную пуццоланическую активность при удельной поверхности 12 м²/г, а высокую активность он приобретает при удельной поверхности 30 м²/г. Однако широкому производству и применению метакаолина препятствует ограниченность месторождений и запасов каолиновых глин во многих странах. Этим обстоятельством объясняются проведение в последнее десятилетие в ряде стран исследований пуццоланической активности прокаленных глинистых минералов помимо каолинита и возможности получения пуццолановых добавок из глинистого сырья с различным содержанием каолинита или полным его отсутствием.

Согласно проводившимся в 1940-х годах исследованиям пуццоланической активности распространенных на территории СССР месторождений 207 разновидностей глин, только 11% глин оказались непригодными для получения продукта с достаточной пуццоланической активностью. Сегодня целесообразным представляется возобновление в нашей стране исследований и разработок в этом направлении для создания научной базы организации производства пуццолановых добавок на основе местных глин в различных регионах.

Ниже приведены некоторые результаты исследований влияния добавок прокаленной и молотой вторичных кварцитов на прочность при сжатии цементного камня.

В исследованиях использовались вторичный кварцит (химический состав в %: SiO₂–61,65; Al₂O₃- 27,88; Fe₂O₃ – 0,85; TiO₂ – 0,18; MgO – 0,11; P₂O₅ - 0,2; Na₂O -0,3; п.п.п. – 8,78.) Чанлибельского месторождения Азербайджана, метакаолин (химический состав в %: SiO₂ – 51,4; Al₂O₃ - 42; Fe₂O₃ – 0,8; п.п.п. - 1., удельная поверхность – 1200 м²/кг, пуццоланическая активность в мг: Ca(OH)₂-1000/г) по ТУ572901-001-65767184-2010, портландцемент СЕМ I-52,5 (химический состав в %: CaO – 62; SiO₂ – 20,5; Al₂O₃ – 5,0; Fe₂O₃ – 4,5; SO₃ – 3.) цементного завода Нолсим.

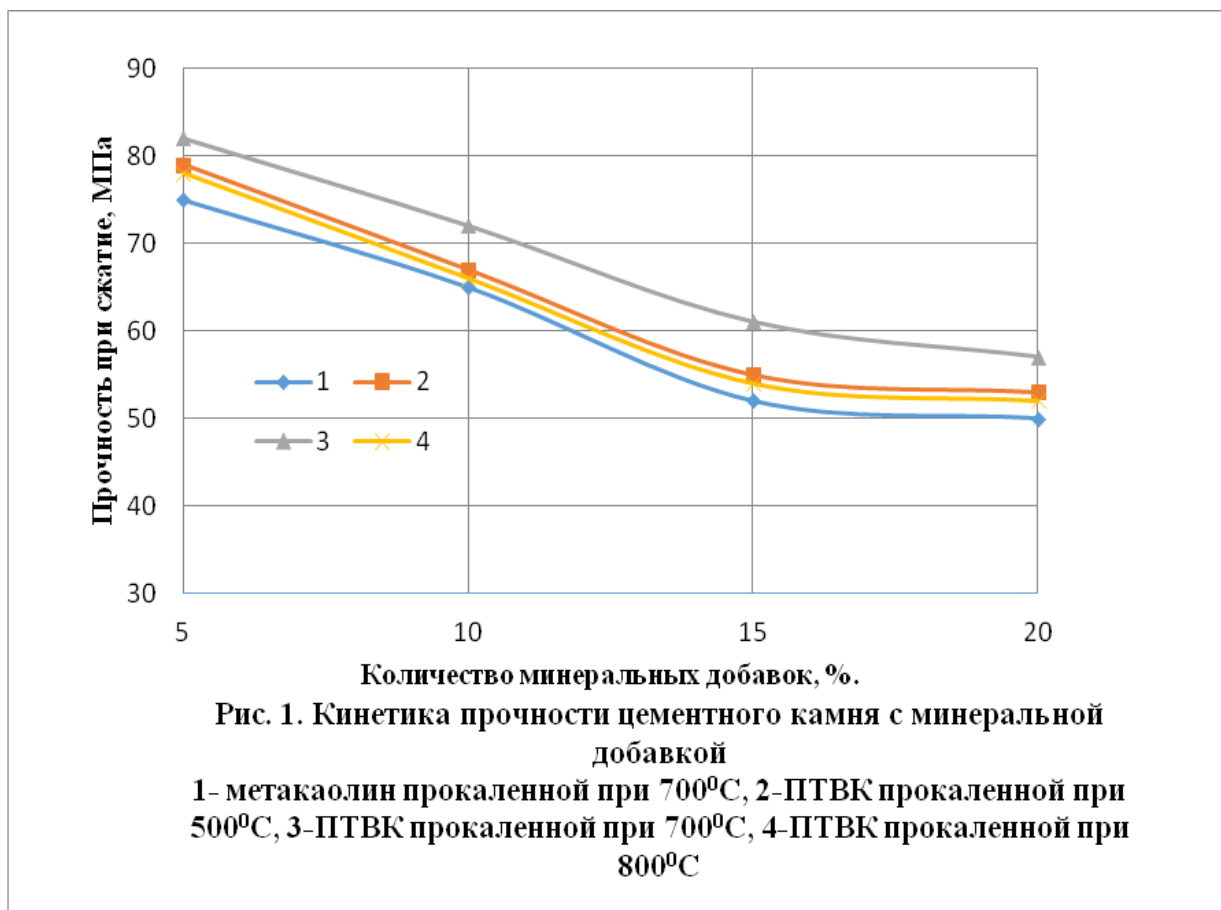
Прокаливание вторичных кварцитов производилось при 400, 700 и 800^oC в течение трех часов. Продукты термообработки вторичных кварцитов (ПТВК) подвергались помолу в лабораторной мельнице до удельной поверхности 600 м²/кг.

Пуццоланическая эффективность ПТВК определялась по изменению свойств портландцементного камня в зависимости от содержания их в портландцементе. Цементный камень из теста нормальной густоты испытывался после тепловлажностной обработки по режиму 4+6+3 ч. с изотермической выдержкой при 85^oC.

Проводились исследования по влиянию добавок в портландцемент, прокаленный при различных температурах, на прочность при сжатии цементного камня.

Добавки ПТВК в количестве 10–20%, прокаленной при 500^oC, повышают прочность на 3,1–20,0%, прокаленной при 700^oC - на 20,2–55,6%, а прокаленной при 800^oC - на 5,1–45,7%.

Наиболее высокие показатели повышения прочности цементного камня достигаются при содержании 12% ПТВК. Наибольшее повышение прочности по сравнению с аналогичными добавками метакеолина обеспечивают 10–15% прокаленной при 700^oC ПТВК (рис 1).



Проводились исследования по влиянию ПТВК на свойства цементно-песчаных растворов. При замещении части портландцемента ПТВК под массой портландцемента (Ц) понимается суммарная масса, портландцемента СЕМ I-52,5 и ПТВК. Определена оптимальная степень замещения портландцемента ПТВК в стандартных цементно-песчаных смесях. Испытания проводились на составах растворных смесей при соотношениях Цемент/Песок = 1: 3 и Вода/Цемент = 1: 2, в которых часть цемента (5, 10, 15, 20 %) замещалась на ПТВК.

Исследовалось влияние добавки ПВТК на подвижность растворов смесей и кинетику твердения растворов. Подвижность растворов смесей определялась конусами Хегерманна. Замещение портландцемента на ПВТК снижает подвижность растворов смесей на 10-20%. Результаты определения прочности в различные сроки твердения растворов, в которых портландцемент на 5-20 % замещали ПВТК, в условиях относительной влажности не ниже 90 %, приведены в табл.1.

Таблица 1 - Влияние ПВТК на прочность цементно-песчаных растворов

№	Содержание ПВТК	Прочность при сжатии, МПа (сут.)		
		1	7	28
1	0	4,2	15,4	17,2
2	5	4,5	17,5	24,4
3	10	6,1	21,3	27,6
4	15	7,2	23,4	30,2
5	20	4,2	14,8	16,9

Максимальное повышение прочности зафиксировано для раствора, в котором степень замещения портландцемента на ПВТК равна 10 %. Его прочность через 7-28 суток твердения на 30-60% выше, чем у раствора на основе бездобавочного цемента.

Таким образом, добавки в портландцемент 10–15% продукта на основе прокаленной при определенной температуре и молотой до 600 м²/кг ПВТК приводят к более значительному повышению прочности цементного камня, чем аналогичные добавки метаксаолина с удельной поверхностью 1200 м²/кг. Повышение прочности цементного камня с применением ПВТК связано с образованием дополнительных продуктов гидратации. Для образования дополнительного продукта гидратации цемента могут существовать пространственные ограничения, обусловленные уплотнением структуры за счет пуццолановой реакции. Сопоставляя данные рентгенофазовых исследований с прочностью образцов, можно заключить, что пуццолановые реакции с участием ПВТК и Са(ОН)₂ оказывают более существенное влияние на рост прочности цементного камня и сокращение его капиллярной пористости, чем изменение степени гидратации цемента (в определенных пределах). Таким образом, особенности твердения цементного камня с добавками ПВТК, содержащих метаксаолин, обусловлены преимущественно пуццолановым взаимодействием метаксаолина с Са(ОН)₂ с образованием C-S-H и других продуктов, а также влиянием метаксаолина на степень гидратации цемента.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ SnO₂-Ag**Романов Д.А., Пронин С.Ю., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е.***Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

Объектом исследований являлись медные контакты контактора КПВ-605, на контактных поверхностях которых электровзрывным методом было сформировано покрытие системы SnO₂-Ag. В качестве взрываемого токопроводящего материала была использована фольга серебра массой 250 мг, на поверхность которой в область взрыва помещалась навеска порошка SnO₂ массой 50 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца ~100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи ~5,5 ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности ~12,5 МПа, остаточное давление газа в рабочей камере ~100 Па; температура плазмы на срезе сопла ~10⁴ К, толщина зоны термического влияния ≈50 мкм. Элементный и фазовый состав, морфологию и дефектную субструктуру покрытия анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM-2100F, JEOL). Фольги для исследования материала методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изготавливали методом ионного утонения тонких (≈100 мкм) пластинок, расположенных в поперечном сечении образца. Это позволяло исследовать структуру покрытия и переходного слоя, разделяющего покрытие и подложку.

Слой меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхности образца при формировании покрытия. Формирующееся покрытие имеет нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов, изменяющихся в пределах (20-40) нм. В результате выполненных таким образом исследований установлено, что анализируемое покрытие является многоэлементным материалом, основными металлическими элементами которого являются медь, серебро и олово. Следовательно, при электровзрывном формировании покрытия наблюдается перемешивание элементов подложки и покрытия.

В системе Ag-Sn-Cu могут быть сформированы соединения на основе Ag-Sn и Sn-Cu; так же возможно присутствие твердых растворов на основе серебра, олова и меди. Не следует исключать присутствие в покрытии и окисных фаз указанных элементов. Микроэлектроннограмма имеет кольцевое строение, что однозначно свидетельствует о принадлежности покрытия к классу нанокристаллических материалов. Учитывая неравновесные условия превращений, имеющих место при электровзрывном формировании покрытия, и возможное присутствие одновременно нескольких фаз на исследуемом участке фольги, индицирование микроэлектроннограмм осуществляли путем определения фазовой принадлежности по отдельности каждого из пяти ближайших дифракционных колец.

Индицирование микроэлектроннограммы выявило рефлексы следующих фаз: SnO₂, Ag₃Sn, Cu₁₀Sn₃, Cu₃Sn, Cu₆Sn₅, Ag₄Sn и CuO. На рис. 1 приведены темнопольные изображения фаз, наиболее часто обнаруживаемых в исследуемом покрытии. Анализируя результаты исследований фазового состава покрытия, можно отметить, что частицы оксида олова SnO₂, изображение которых приведено на рис. 1, г, имеют округлую форму; размер частиц изменяется в пределах от 15 нм до 40 нм. Частицы соединений Ag₃Sn, Ag₄Sn и Cu₆Sn₅, изображение которых приведено на рис. 1, а-в, соответственно, являются сравнительно более крупными (20-50 нм) и часто формируют области размерами (80-120) нм.

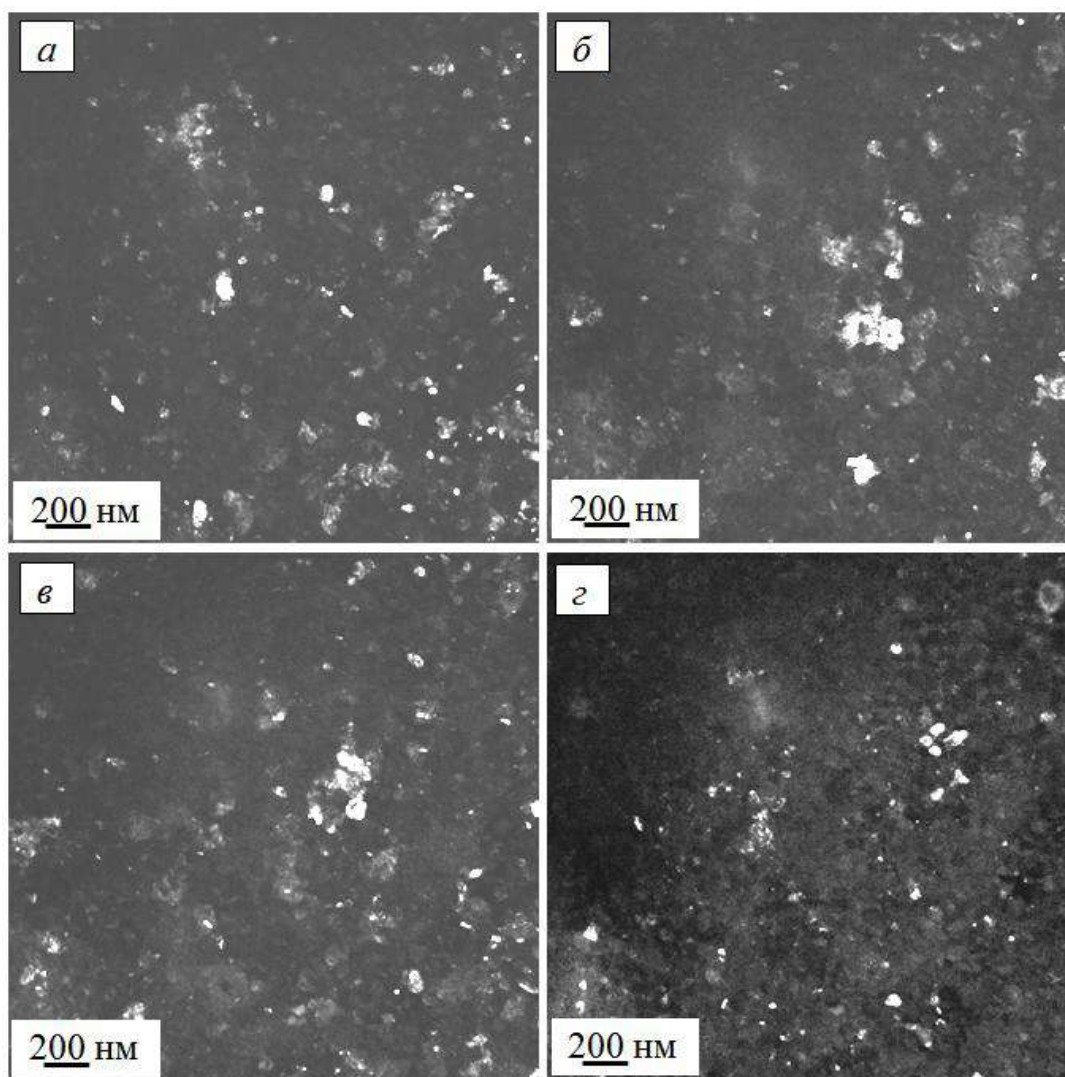


Рисунок 1- Электронно-микроскопические темнопольные изображения участка покрытия системы $\text{SnO}_2\text{-Ag}$. Темные поля получены в рефлексах $[004] \text{Ag}_3\text{Sn}$; $[100] \text{Ag}_4\text{Sn}$; $[002] \text{Cu}_6\text{Sn}_5$; $[110] \text{SnO}_2$

Заключение

Методами электронной дифракционной микроскопии проведены исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры и морфологии фаз покрытия, сформированного на поверхности образцов меди электровзрывным методом. Выявлено образование многоэлементного многофазного покрытия, имеющего нанокристаллическую структуру. Путем индицирования микроэлектроннограмм установлено, что основными фазами покрытия являются SnO_2 , Ag_3Sn , $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$, Cu_3Sn , Cu_6Sn_5 , Ag_4Sn и CuO . Обнаружено, что объем меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхностного слоя образца при электровзрывном способе формирования покрытия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

Электровзрывным методом на инструментальной штамповой стали X12MФ и 5ХНМ сформирован модифицированный слой. Выполнены физико-механические (определены твердость и модуль Юнга) и трибологические (определены коэффициент износа и коэффициент трения) испытания. Выявлено увеличение микротвердости модифицированного слоя стали 5ХНМ более чем в 2 раза и стали X12MФ в ≈ 4 раза; износостойкость стали 5ХНМ увеличилась в $\approx 1,2$ раза, а стали X12MФ в ≈ 50 раз по отношению к стали в исходном состоянии. Показано, что основными физическими причинами повышения механических и трибологических свойств материала являются: в стали 5ХНМ формирование закалочной структуры, упрочненной частицами карбида железа и карбида титана; в стали X12MФ – наличие частиц второй фазы, вносимых в материал при электровзрывном легировании.

Результаты исследования твердости и модуля Юнга модифицированного слоя стали 5ХНМ и X12MФ приведены на рис.1. Исследование твердости модифицированного слоя стали осуществляли вдоль прямых, проведенных параллельно поверхности модифицирования и границы раздела «модифицированный слой / зона термического влияния», и расположенных на расстоянии 14 мкм от них. Анализируя результаты, представленные на рис.1, можно отметить, во-первых, кратное (в 2 и 4 раза) превышение твердости модифицированного слоя над твердостью стали 5ХНМ и X12MФ в исходном состоянии, и, во-вторых, высокий уровень неоднородности модифицированного слоя по твердости, что особенно характерно для слоя, расположенного вблизи поверхности модифицирования (рис. 1, кривые 1 и 3). Данные замечания можно высказать и в отношении величины модуля Юнга.

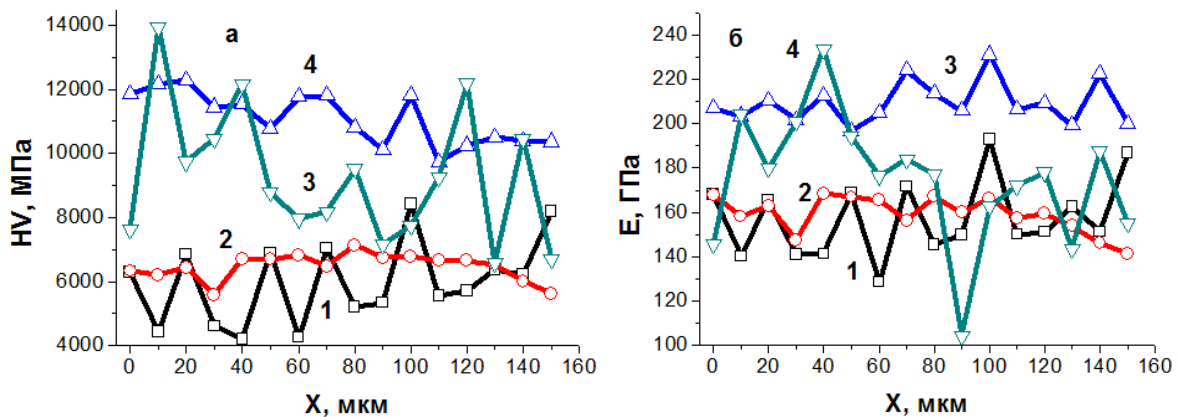


Рисунок 1- Изменение твердости (а) и модуля Юнга (б) модифицированного слоя стали 5ХНМ (кривые 1 и 2) и стали X12MФ (кривые 3 и 4) в слое, расположенном на расстоянии 14 мкм от поверхности модифицирования

В табл. 1 приведены результаты трибологических испытаний стали 5ХНМ, модифицированной электровзрывным методом. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что модифицирование стали 5ХНМ способствует снижению в $\approx 1,2$ раза коэффициента износа (увеличение износостойкости) и увеличению (в $\approx 1,25$ раза) коэффициента трения. В стали X12MФ выявляется снижение в ≈ 50 раз коэффициента износа (увеличение износостойкости) и в $\approx 1,1$ раза коэффициента трения.

Таблица 1 - Трибологические характеристики стали X12МФ и 5ХНМ, модифицированных электровзрывным методом

Образец	Коэффициент трения, μ	Коэффициент износа, 10^{-6} , $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$
X12МФ	0,39	5,5
X12МФ + Cr_3C_2 -TiC-Ni	0,35	0,11
5ХНМ	0,4	5,8
5ХНМ + TiC-Ni-Al	0,5	4,7

Выполненные испытания стали 5ХНМ и X12МФ, модифицированных электровзрывным методом, выявили повышение микротвердости и износостойкости материала, что обусловлены, очевидно, изменением структуры и фазового состава модифицированного слоя стали.

Исследования модифицированного слоя стали 5ХНМ, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили закалочную структуру, представленную пластинчатым (двойниковым) и пакетным (реечным) мартенситом. В объеме кристаллов мартенсита обнаруживается дислокационная субструктура в виде многослойных сеток. Скалярная плотность дислокаций превышает значение 10^{10} см^{-2} , что характерно для закаленной стали. Исследование фазового состава модифицированного слоя стали выявили присутствие в кристаллах мартенсита частиц пластинчатой (игольчатой) формы, которые являются, очевидно, частицами карбида железа (цементит). Можно предположить, что частицы цементита сформировались в результате «самоотпуска» стали, т.е. отпуска, протекающего в процессе охлаждения стали ниже температуры начала мартенситного превращения. Наряду с частицами цементита в структуре модифицированного слоя стали 5ХНМ обнаружены частицы, имеющие округлую форму и располагающиеся в структуре хаотически, либо формирующие небольшие (по 3-5 частиц) скопления. Размеры таких частиц изменяются в пределах от 25 нм до 40 нм. Можно предположить, что данные частицы были внесены в поверхностный слой стали при электровзрывном модифицировании и, следовательно, являются частицами карбида титана.

Электровзрывным методом осуществлено модифицирование поверхностного слоя стали 5ХНМ и X12МФ. В модифицированном слое стали 5ХНМ выявлено формирование закалочной структуры, представленной пакетным и пластинчатым (двойниковым) мартенситом. Установлено, что упрочняющей фазой модифицированного слоя стали 5ХНМ являются наноразмерные частицы карбидов железа и титана. Электровзрывное модифицирование стали X12МФ сопровождается формированием структуры перлита пластинчатой морфологии, содержащей округлые включения второй фазы субмикронных размеров. Установлено, что модифицирование электровзрывным методом стали 5ХНМ и стали X12МФ способствует повышению микротвердости и износостойкости материала, что особенно ярко выражено в случае стали X12МФ.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

БИОИНЕРТНЫЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМ Ti-Nb и Ti-Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ

Соснин К.В., Романов Д.А., Степиков М.А., Гаевой М.А., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

В настоящее время медицинские имплантаты активно используются для вживления в организм в роли протезов, либо в качестве идентификатора. Исследование физико-химических и морфологических свойств, структуры имплантатов является одной из приоритетных задач физики конденсированного состояния и медицинского материаловедения. Научная новизна научного исследования заключается в том, что предлагаемая к использованию электровзрывная обработка титанового сплава позволит сформировать на его поверхности биоинертные покрытия систем Ti-Nb и Ti-Zr. Это позволит кардинальным образом менять структурно-фазовое состояние титанового имплантата, создавать на его поверхности биоинертные наноструктурные покрытия с низким модулем упругости. В результате выполнения проекта будет разработана научно-инновационная продукция – титановый имплантат, защищённый электровзрывными покрытиями систем Ti-Nb и Ti-Zr. Разработанный имплантат будет иметь свойства, превосходящие используемые в настоящее время аналоги.

Путем выбора режимных параметров: поглощаемой плотности мощности и состава напыляемого покрытия можно добиваться оптимального сочетания структурных составляющих и свойств покрытия. Технология электровзрывного напыления покрытия различных систем успешно используется для упрочнения поверхности электрических контактов, штампов, деталей, работающих в условиях трения и т.д. Однако, в настоящее время в мировой литературе отсутствуют сведения о методах и подходах к формированию биоинертных покрытий систем Ti-Nb и Ti-Zr на медицинских имплантатах методом электровзрывного напыления. Следовательно, предлагаемые в проекте методы и подходы являются оригинальными, а ожидаемые результаты новыми, не имеющими отечественных и мировых аналогов. Рассматриваемый подход получения биоинертных покрытий систем Ti-Nb и Ti-Zr является экологически чистым (все процессы протекают в вакуумной камере установки), новым и будет реализован благодаря использованию перспективной методики электровзрывного напыления, позволяющей формировать композиционные покрытия с различной структурой. Фундаментальная новизна будет обусловлена разработкой комплекса физико-математических моделей различных процессов, протекающих при формировании и эксплуатации покрытий.

Получение биоинертных покрытий систем Ti-Nb и Ti-Zr будет при помощи перспективной методики электровзрывного напыления. Будут выбраны такие режимы электровзрывного напыления, которые позволят получить минимальную степень шероховатости их поверхности, гомогенизацию и наноструктурирование, повысить износостойкость и получить модуль упругости, сопоставимый с костной тканью человека. Наноструктурирование (размер кристаллитов до 100 нм) поверхностного слоя толщиной в десятки микрон будет осуществляться в условиях импульсного переплавления поверхности титановых имплантатов и покрытия с последующим высокоскоростным охлаждением путем отвода тепла в объем интегрально холодного образца - имплантата. Фундаментальная новизна будет обусловлена разработкой комплекса физико-математических моделей различных процессов, протекающих при формировании и эксплуатации покрытий. Успешное решение сформулированной в проекте фундаментальной задачи требует использования междисциплинарного подхода.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_а.

ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЙ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕТОДОВ СОЗДАНИЯ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ МОДУЛЕМ УПРУГОСТИ ПЕРВОГО РОДА

Филяков А.Д., Романов Д.А., Соснин К.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,
Россия, filyakov.1999@mail.ru*

Применение искусственных биоматериалов происходит повсеместно. Одним из наиболее применяемых искусственных биоматериалов является титан, в виду хорошей биосовместимости, однако основным недостатком чистого титана и сплавов, основанных на нем является высокий модуль Юнга. Альтернативой могут служить сплавы титана ($\alpha+\beta$)-структуры. Применение традиционных способов производства по отношению к рассматриваемым сплавам затруднительно из-за большой разницы в температуре плавления и удельном весе компонентов. Решением данной проблемы может стать использование методов порошковой металлургии. Однако у них тоже есть ряд особенностей.

Применение искусственных биоматериалов становится жизненно необходимым вследствие их особенного влияния на качество и продолжительность жизни человека. В связи с этим современный искусственный биоматериал, используемый для создания имплантатов, должен соответствовать таким свойствами, как: отсутствие нежелательных химических реакций с тканями и межтканевыми жидкостями, отсутствие коррозии в среде организма человека; механическая прочность, близкая к прочности кости, трещиностойкость, износостойкость и отсутствие следов абразивного износа; отсутствие реакций со стороны иммунной системы организма, стимулирование процесса образования костной ткани (остеосинтеза); наличие пор определенного размера на поверхности имплантата, необходимых для прорастания костной ткани в имплантат [1].

В России из-за хорошей биосовместимости, высокой удельной прочности, отличной коррозионной стойкости и более низких модулей упругости по сравнению с нержавеющей стали и Co-Cr-Mo в качестве типичных материалов для имплантатов выступают технически чистый титан BT1-0, а также титановые сплавы Ti-4Al-6V (BT 6), Ti-2.5Al-5Mo-5V (BT 16), а также их аналоги иностранного производства. Несмотря на обширную область применения их в медицине весьма обширна: зубные протезы, имплантаты бедренного и коленного суставов, скрепки, гвозди, шурупы, пластины [1], основной проблемой имплантатов, созданных с применением рассмотренных выше материалов, является высокий модуль Юнга (более 100 ГПа). В связи с этим основная часть механической нагрузки распределяется на кости [2], что приводит к их износу и разрушению.

Альтернативой существующим биоматериалам могут стать мартенситные метастабильные сплавы титана ($\alpha+\beta$)-структуры, имеющие меньший модуль упругости. Примерами таких сплавов могут служить Ti-35Nb-7Zr-5Ta, Ti-24Nb-4Zr-8Sn, Ti-Nb и прочие. Получение таких сплавов возможно благодаря способности Ti к аллотропным превращениям при 882,3 °С. Ниже этой температуры он имеет гексагональную плотноупакованную решетку, также называемую α -фазой, а выше – объемно-центрированную кубическую решетку, именуемую β -фазой. Добавление легирующих элементов в сплавах может оказывать значительное влияние на фазовый состав и механические свойства сплавов на основе Ti. Уменьшение модуля Юнга связано с β -стабилизирующими элементами, которые нарушают и уменьшают силу склеивания решетки за счет расширения объема элементарной ячейки [2].

Основной проблемой применения традиционных методов металлургии при создании титановых сплавов с низким модулем Юнга является тугоплавкость, большая разница в температуре плавления и удельном весе его компонентов: Ti, Nb, Zr, Ta, Sn и др. Помимо этого сплавы, полученные традиционным методом, обычно имеют крупные зерна (обычно более 30-40 мкм) и химическую макросегрегацию, приводящую к плохой биосовместимости и слабым физико-техническим свойствам. Другой проблемой является трудность получения микроструктуры, состоящей из одной равноосной β -фазы. Термомеханическая обработка может быть использована для

улучшения микроструктур. Однако после таких ее разновидностей, как отжиг или закалка β -фазу можно превратить в ω , α' , α'' , причем ω -фаза не желательна, поскольку она имеет самый высокий модуль упругости, а α'' -фаза желательна только для сплавов с памятью формы. Данные особенности осложняют применение традиционных методов производства. Однако применение методов порошковой металлургии, основанных на механическом легировании порошков с последующей горячей консолидацией, позволяет нивелировать данные особенности [3]

Цель работы: рассмотрение способов создания имплантатов с пониженным модулем Юнга на основе титана методами порошковой металлургии.

Одним из методов создания имплантатов на основе биоинертных сплавов является метод высокоэнергетической электроннолучевой порошковой металлургии. Источником энергии рассматриваемой технологии служит выпущенный в атмосферу электронный пучок с энергией электронов 1,4 МэВ. Выделяемая энергия достаточная для быстрого нагрева поверхностного слоя до температуры плавления. Пучок электронов через систему выпуска попадает в атмосферу и, проходя путь до подложки, достигает диаметр ~ 1 см [4]. Электронный луч сканирует порошковый слой и создает поперечное сечение детали путем спекания свободно соединенных частиц порошка. Затем наносится новый слой порошка, и процесс повторяется до тех пор, пока не будет построена вся деталь [5]. Изменяя число наплавов и состав наносимых порошков можно менять концентрацию элементов в наплавке и толщину наплавленного слоя [3].

По аналогичному сценарию протекает метод селективного лазерного сплавления. Обычно рассматриваемый технологический процесс осуществляется в защитной атмосфере азота, аргона или в вакууме [6]. Луч лазера, проходя по заданной траектории, спекает участки порошка в виде треков с наложением друг на друга, слой за слоем формируя необходимую деталь [7].

Принцип искрового плазменного спекания заключается в совместном воздействии на порошковый материал импульсным мощным электрическим разрядом между двумя электродами и механическим давлением. Материал в зоне воздействия разогревается до высоких температур, вплоть до плазменного состояния, происходит спекание частиц в местах контактов, исходная микроструктура при этом сохраняется [8].

Применение методов порошковой металлургии позволяет значительно снизить потери материала и время обработки. Одним из ключевых требований данного метода производства является контроль чистоты защитной атмосферы так как, титан и его сплавы чрезвычайно склонны реагировать с такими элюентами, как O, C, N и H [7]. В результате загрязнений и более или менее снижение механических свойств почти неизбежны для всех производственных маршрутов.

Вторым, не менее важным, критерием является морфология порошка. Она остается решающим фактором при определении толщины слоя и шероховатости поверхности во время процесса сплавления определяет степень, с которой частицы упаковываются вместе, когда новый слой порошка осаждается на ранее сформированный [2]. Таким образом, морфология порошка является решающим фактором при определении толщины слоя и шероховатости поверхности во время процесса сплавления.

Одной из основных проблем титановых имплантов с низким модулем Юнга, созданных методами порошковой металлургии, являются микроскопические трещины, появляющиеся из-за быстрого затвердевания, которое обычно рассматривается как горячее растрескивание. Образование микроскопических трещин что связано с разрывом жидкой пленки на границах зерен в интервале температур затвердевания из-за растягивающего напряжения [3]. Макроскопические трещины, известные как холодный растрескивание, образуются из-за низкой пластичности используемого материала. Также к неоднородности строения ведет неравномерный теплоотвод при кристаллизации каждого слоя. При проведении селективного лазерного спекания требуется создать такие условия охлаждения и кристаллизации расплавленного

материала, когда весь объем слоя, а значит, и всего изделия, будет иметь структуру, подобную верхней зоне монослоя с достаточно мелким зерном и незначительной пористостью [6].

Методы порошковой металлургии обладают большим потенциалом при производстве титановых сплавов с низким модулем Юнга, пригодных для медицинского применения. Использование данных технологий позволяет избежать послеоперационных осложнений, связанных с возможным отторжением имплантантов вследствие наличия в них токсичных элементов, таких как ванадий, кобальт, никель. Однако дальнейшие исследования в этой области по-прежнему необходимы для обеспечения надежности материалов, которые будут использоваться для создания продуктов, находящихся в организме человека.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_а.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пузь, А.В. Многофункциональные покрытия для сплавов медицинского назначения: дис. ... канд. химич. наук: 02.00.04; – Владивосток, – 2014. – 164 с.
2. Бабакова Е.В., Химич М.А., Сапрыкин А.А., и др. Применение селективного лазерного сплавления для получения низко модульного сплава системы титан - ниобий // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – №1. – С. 117–130.
3. Zhang L., Zou L.M., Attar H. Selective Laser Melting of Titanium Alloys and Titanium Matrix Composites for Biomedical Applications: a review // Advanced engineering materials. – 2016. – №4. – P. 463–475.
4. Liu Q., Meng Q., Guo S., et al. α' Type Ti–Nb–Zr alloys with ultra-low Young's modulus and high strength // Progress in Natural Science: Materials International. – 2013. – Vol 23; – №6. – P. 562–565.
5. Li Y., Yang C., Zhao H., et al. New Developments of Ti-Based Alloys for Biomedical Applications // Materials. – 2014. – Vol 7. – №3. – P. 1709-1800.
6. Ковалевская Ж.Г., Химич М.А., Шаркеев Ю.П., и др. Структура и фазовый состав сплава Ti-Nb, полученного селективным лазерным сплавлением // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – №1. – С. 70–81.
7. Глухов, И.А. М.А. Химич М.А., А.М. Майрамбекова А.М. Получение сплавов системы титан-ниобий методом высокоэнергетической электроннолучевой порошковой металлургии // XI международная конференция студентов и молодых ученых «Перспективы развития фундаментальных наук» – 2013. – С. 735–738.
8. Хасанов О.Л., Двилис Э.С., Хасанов А.О., и др. Определение оптимальных режимов изготовления высокоплотной керамики из порошка карбида бора методом спекания в плазме искрового разряда // Известия ТПУ. – 2012. – №2. – С. 58–62.

STRUCTURE – PHASE STATES EVOLUTION IN 100-M DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS AT LONG-TERM OPERATION

**Gromov V.E.¹, Yuriev A.A.², Ivanov Yu.F.^{3,4}, Glezer A.M.⁵, Kononov S.V.⁶,
Semin A.P.¹, Sundeev R.V.^{5,7}**

¹ *Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru*

² *LTD Company «EVRAZ – Integrated West Siberian Metallurgical Combine»,
Novokuznetsk, Russia, ant-yurev@yandex.ru*

³ *Institute of High Current Electronics, Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru*

⁴ *National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru*

⁵ *National University of Science and Technology “MISIS”, Moscow, Russia,
a.glezer@mail.ru*

⁶ *S.P. Korolev Samara National Research University, Samara, Russia, ksv@ssau.ru*

⁷ *Moscow Technological University, “MIREA”, Moscow, Russia*

In the modern conditions of high loads on the axis and movement speeds the surface layers of rails undergo the intensive plastic deformations leading to the damages in long-term operation, it may be the cause for the withdrawal of rails [1,2]. Even at a comparatively small operating load – 100–500 mln. t brutto – in the surface layers of rails the structural phase states with anomalously high microhardness and ultrafine grain size in the interval from 20 to 500 nm are formed. The plates of cementite are either arched or fractured and on the interphase boundaries the extremely high density of dislocations is determined, and the cementite dissolution takes place as well [1, 2].

One of the most important directions of development of notions of structural phase transformations is the determining of corresponding quantitative regularities along the rail cross-section. In this relation, the data on fine structure analysis, dislocations' substructures and extinction contour enabling to assess the level of internal long-range stress fields may be useful. For the initial state of bulk and differentially rails it is done in Refs. [3–5] and for bulk hardened rails after long-term operation it is done in Refs. [6–8].

The multi-stage process of dissolution of cementite particles of the initial state is observed in steel in operation. As the production of 100-m differentially hardened rails by compressed air began comparatively recently the determination of nature and evolution regularities in long-term operation of fine structure in the head of these rails is of current concern and has the scientific and practical importance. The purpose of the research is the analysis of defect substructure being formed in long-term operation of DT 350 rails by methods of layer-by-layer transmission electron diffraction microscopy.

The test materials were the samples of differentially hardened rails DT 350 from steel grade E76CrV manufactured at LTD company «EVRAZ-WSMC» after passed tonnage of 691.8 mln. t brutto in the process of testing on proving ground at experimental ring LTD «VNIIZhT» (Table 1). The investigation of phase composition and defect substructure of rails was carried out by methods of diffraction electron microscopy. The tests foils were manufactured by methods electrolytic of thinning of plates cut by electrospark method at 0, 2 and 10 mm distance from the tread surface along the central axis.

The following structure components were detected in the rail head along the central axis: the colonies of lamellar pearlite (fractional content ≈ 0.7), the grains of ferrite-carbide mixture (≈ 0.25), the grains of structurally free ferrite (≈ 0.05). The similar values of structural components were obtained in bulk-hardened rails [1, 3–5].

The operation of rails is accompanied by the transformation of material's defect substructure. The value of dislocation density reaches the maximum magnitude in the surface layer. As the distance from the tread surface increases the dislocation density decreases insignificantly, in this case the type of dislocation substructure is practically unchangeable. The structure of dislocation chaos or ball-cellular dislocation substructure is present in the ferrite component of pearlite colonies, in the grains of structurally free ferrite and in the grains of ferrite-carbide mixture.

The steel structure formed in the process of long-term operation is in the elastic-stressed state. This fact is detected by the presence of bend extinction contours on the structural images [6–8]. The presence of bend extinction contours in electron microscope

images is indicative of the elastic-stressed distortions of the material's crystal lattice and it may be caused by the mechanical effect on the rail metal in the process of operation [1]. The stress concentrators of the test steel are the intraphase (the interphase of ferrite grains and pearlite grains belong to them) and the interphase (interphase of ferrite and cementite) interfaces.

All morphological constituents of steel (the lamellar pearlite grains, the ferrite-carbide mixture grains and the grains of structurally free ferrite) undergo the essential transformation in longterm operation of rails. At 10 mm distance from the tread surface the relative content of grains of structurally free ferrite amounted to 5% (note that the relative content of ferrite grains is practically independent of the distance to the tread surface); the grains of ferrite-carbide mixture – 5%; the balance-pearlite grains. At 2 mm distance from the tread surface the relative content of ferrite-carbide mixture grains increased up to 10%; in the surface layer (the layer adjacent to the tread surface) measured 35%. It is evident that these transformations of steel structure take place at the expense of failure of lamellar pearlite grains. The performed studies of morphology of rail surface layer structure showed that the relative content of pearlite grains where the lamellar structure retained amounted to 25%; the balance – the pearlite grains in which the cementite plates are cut by gliding dislocations into separately located particles. These particles have globular shape, with their average dimensions being 30–50 nm.

For bulk hardened rails the formation of nanodimensional particles of carbide phase in steel ferrite constituent is observed after long-term operation. They are detected both in pearlite grains and in ferrite-carbide mixture grains and in grains of structurally free ferrite.

The analysis of the microelectron diffraction patterns is indicate of the two main transformation mechanisms of cementite plates taking place in rail steel operation. First, the mechanism of plate cutting by the moving dislocations. In this case some quantity of cementite particles of globular morphology is formed Second, the mechanism of cementite plate dissolution caused by the departure of carbon atoms from cementite crystal lattice to dislocations (to Cottrell atmospheres and dislocation nuclei). Note that these mechanisms of pearlite structure transformation were considered in detail earlier in [1].

The studies of fine structure phase state of differentially hardened rail metal depending on the distance to tread surface along the central axis of the head after passed tonnage of 691.8 mln. t brutto in the process of field testings were carried out by methods of electron transmission diffraction microscopy.

When analyzing the deformation transformations of lamellar pearlite structure, it was shown that the failure of cementite plates of pearlite colonies proceeded mainly by two mechanisms: the cutting by glide dislocations and as a result of carbon atom departure from cementite crystal lattice to dislocations. The comparison with the data for bulk hardened rails was carried out.

[1] V.E. Gromov, A.B. Yuriev, K.V. Morozov, Yu.F. Ivanov, *Microstructure of Quenched Rails*, CISP Ltd., Cambridge, 2016. – 156 p.

[2] E.A. Shur, *Failure of Rails*, Intext, Moscow, 2012. – 230 p.

[3] V.E. Gromov, A.B. Yur'iev, K.V. Morozov, Yu.F. Ivanov, K.V. Alsaraeva, *Structure, phase composition, and defect substructure of differentially quenched rails*, *Steel Transl.* 44.-- 2015. – P. 883–885.

[4] K.V. Morozov, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, A.B. Yur'ev, K.V. Aksenova, *Comparative analysis of the structure and phase states and defect substructure of bulk and differentially quenched rails*, *Metallurgist* 60. – 2016. – P. 422–427.

[5] V.E. Gromov, K.V. Morozov, Yu.F. Ivanov, K.V. Volkov, S.V. Konovalov, *Formation of gradients of structure, phase composition, and dislocation substructure in differentially hardened rails*, *Nanotechnol. Russia* 9. – 2014. – P. 288–292.

[6] Yu.F. Ivanov, K.V. Morozov, O.A. Peregudov, V.E. Gromov, N.A. Popova, E.N. Nikonenko, *Formation of structural phase gradients in rail steel during longterm operation*, *IOP Conf. Series Mater. Sci. Eng.* 112. – 2016. - 012038.

[7] V.E. Gromov, Y.F. Ivanov, K.V. Morozov, O.A. Peregudov, O.A. Semina, *Longterm operation of rail steel: degradation of structure and properties of surface layer*, *Journal of surface investigation, X-ray Synchrotron Neytron Tech.* 10. – 2016. – P. 1101–1105.

[8] Y.F. Ivanov, K.V. Morozov, O.A. Peregudov, V.E. Gromov, *Degradation of railsteel structure and properties of the surface layer*, *Steel Transl.* 46 (2016) 567– 570.

СТРУКТУРА ТИТАНОВОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ И РАЗРУШЕННОГО ПРИ УСТАЛОСТИ

Комиссарова И.А.¹, Коновалов С.В.², Гостевская А.Н.¹, Громов В.Е.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
lokon1296@mail.ru

²Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П.
Королева, Самара, Россия
kvs@ssau.ru

Сплавы на основе титана одни из самых используемых материалов в промышленности. В силу сочетания различных характеристик (удельная прочность, пластичность и высокая коррозионная стойкость) является одним из основных конструкционных материалов [1]. Но в силу того, что титановые сплавы имеют слабое сопротивление эрозионному изнашиванию, малую твердость и низкую износостойкость область их применения ограничена [2]. Так же такие сплавы чувствительны к состоянию поверхности. Это связывается с тем, что после механической обработки в поверхностном слое формируются риски, оказывающие влияние на их долговечность [3].

Значимым методом для улучшения поверхностного слоя считается интенсивная импульсная обработка электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия, что позволяет модифицировать структуру поверхностного слоя [4].

Цель данной работы – это изучение влияния облучения интенсивным импульсным электронным пучком титанового сплава ВТ1–0 на его долговечность.

В исследовании были использованы образцы титанового сплава ВТ1-0 (аналог — сплав Grade2) с химическим составом: до 0,18 Fe, до 0,07 С; до 0,04 N; до 0,1 Si; до 0,12 O; до 0.004 H; 0,3 – другие примеси. Образцы толщиной 4 мм и шириной 12 мм были изготовлены по ГОСТ 25.502 – 79 и имели симметричный концентратор напряжений с минимальным сужением в центральной части 5 мм.

Облучение поверхности образцов, приготовленных для усталостных испытаний, осуществляли на установке «СОЛО» при следующих параметрах: энергия электронов 16 кэВ; частота следования импульсов $0,3 \text{ с}^{-1}$; длительность импульса пучка электронов 150 мкс; плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см^2 ; количество импульсов воздействия 3.

Усталостные испытания проводили на установке для испытаний на усталость по схеме асимметричного 268 консольного изгиба. Температура испытаний — 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 10 Гц. Исследования поверхности разрушения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии (Tesla BS-301).

Для объяснения влияния импульсного воздействия электронным пучком проведены теоретические исследования по решению задачи о нахождении температурного поля при заданном значении плотности энергии пучка электронов, основанной на решении уравнения теплопроводности. Рассмотрен одномерный случай нагрева и охлаждения пластины толщиной d . Система координат выбрана так, что ось x направлена вглубь образца. При $x = 0$ задан тепловой поток, а на тыльной стороне пластины теплообмен отсутствует.

Для решения уравнения теплопроводности использовали метод конечных разностей. Толщина поверхностного слоя для тепловых расчетов $d = 0,5 \cdot 10^{-3} \text{ м}$, время наблюдения 600 мкс. Расчеты выполнялись для интенсивного электронного пучка с режимами, приведенными ранее.

При проведении испытаний на усталость, было установлено, что разрушение исходного образца наступает при значении $(267 \pm 34) \times 10^3$ циклов, а после воздействия электронным пучком разрушение образца наступает при $(319 \pm 33) \times 10^3$ циклов, это указывает на то, что электронно-пучковая обработка увеличивает усталостную долговечность на 20%. Для проведения дальнейших исследований были выбраны образцы в двух состояниях — без воздействия электронным пучком и после электронно-пучковой обработки. Данные образцы показали следующее число циклов

до разрушения: 233×10^3 и 323×10^3 , следовательно, облучение интенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия привело к увеличению усталостной долговечности исследуемого материала на 39% относительно необлученных образцов.

При проведении исследований было получено изображение усталостного излома, показанного на рис. 1. Анализируя полученные результаты, представленные на рис. 1, необходимо отметить, что усталостный излом имеет многослойное строение и характеризуется наличием поверхностного слоя (слой 1 на рис. 1с) толщиной (20 – 25) мкм, промежуточного слоя толщиной (50 – 55) мкм (слой 2 на рис. 1с) и основного объема материала (слой 3 на рис. 1с). В поверхностном слое идентифицируется подслой, примыкающий к поверхности облучения, характеризующийся наличием микропор (слой 1.1 на рис. 1с).

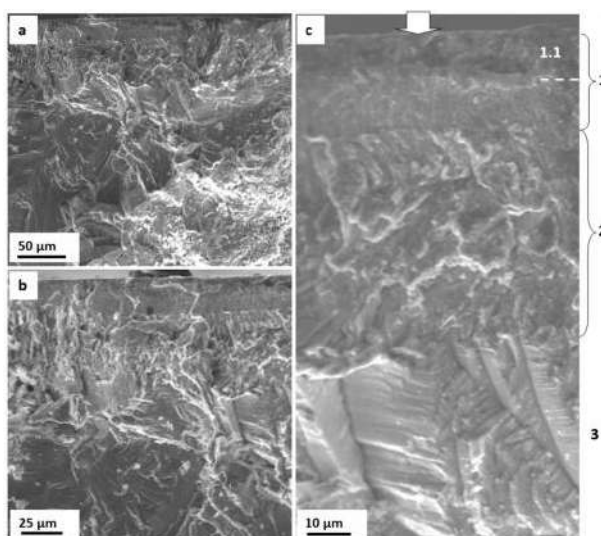


Рисунок 1 - Структура поверхности разрушения образца, подвергнутого облучению интенсивным электронным пучком и разрушенного при усталостном нагружении. На (с) стрелкой указана поверхность облучения.

Сканирующая электронная микроскопия

Численное решение задачи о нахождении температурного поля, формирующегося в поверхностном слое титана, облученного интенсивным электронным пучком, позволило высказать предположение о причинах образования слоистой структуры, выявленной при исследовании изломов, представленных на рис. 1. Установлено, что облучение титана пучком электронов при указанных параметрах приводит к плавлению поверхностного слоя.

Анализ результатов тепловых расчетов показал, что облучение титана интенсивным электронным пучком с параметрами 30 Дж/см^2 , 150 мкс в одноимпульсном режиме сопровождается образованием сравнительно тонкого поверхностного слоя.

Структура поверхностного слоя титана, облученного интенсивным импульсным электронным пучком и разрушенного в результате усталостных испытаний, существенным образом отличается от структуры, выявленной в титане, не подвергнутом предварительному облучению. А именно, по морфологическому признаку можно выделить тонкий поверхностный слой толщиной $\approx 5 \text{ мкм}$, в объеме зерен которого наблюдается субзеренная структура.

Поверхностный слой с пластинчатой субструктурой контактирует с промежуточным слоем, в объеме зерен которого выявляется дислокационная субструктура, представленная хаотически распределенными дислокациями, дислокационными клубками и дислокационными сетками; скалярная плотность дислокаций составляет $1,2 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Следует отметить, что подобная субструктура выявляется и в зернах разрушенных образцов, не подвергавшихся предварительному облучению интенсивным электронным пучком.

При сравнении результатов тепловых расчетов и результатов, полученных методами дифракционной электронной микроскопии, можно заключить, что поверхностный слой с пластинчатой структурой сформировался в результате высокоскоростной кристаллизации титана, имеющей место при электронно-пучковой обработке.

При анализе было установлено, что воздействие интенсивным импульсным электронным пучком на образцы титанового сплава ВТ1-0 приводит к увеличению усталостной долговечности в среднем на 20%.

При помощи методов просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выявлено, что разрушенные образцы, предварительно подвергнутые обработке электронными пучками, имеют многослойное строение и характеризуются наличием поверхностного слоя толщиной (20 – 25) мкм, промежуточного слоя толщиной (50 – 55) мкм и основного объема материала.

Теоретическими расчетами установлено, что облучение титана пучком электронов приводит к образованию тонкого поверхностного слоя толщиной 25,2 мкм, образующегося в результате высокоскоростной кристаллизации расплава.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии показано, что структура поверхностного слоя титана, облученного импульсным электронным пучком и разрушенного в результате усталостных испытаний, существенным образом отличается от структуры, выявленной в титане, не подвергнутом предварительному облучению.

Субзерна имеют глобулярную форму, размеры их изменяются в пределах (500 – 700) нм. На большем удалении от поверхности облучения в слое толщиной (20 – 25) мкм в объеме зерен выявляется субструктура пластинчатого типа.

Список литературы.

1. Мухаметрахимов, М.Х. Твердофазная свариваемость листов титанового сплава ВТ6 при пониженной температуре / М.Х. Мухаметрахимов. // Письма о материалах. – 2015. – № 5(2). – С. 194-197.
2. Рамазанов, К. Н. Ионное азотирование титанового сплава ВТ6 в тлеющем разряде с эффектом полого катода / К.Н. Рамазанов, И.С. Рамазанов. // Вестник УГАТУ. – 2014. – № 2(63). – С. 41-46.
3. Betekhtin, V.I. Experimental and theoretical study of multiscale damage-failure transition in very high cycle fatigue / V.I. Betekhtin. и др. // Physical Mesomechanics. – 2017. – № 20(1). – С. 78-89.
4. Ерубаев, Е.А. Влияние микродугового оксидирования на усталость титанового сплава ВТ6 / Е.А. Ерубаев и др. // Фундаментальные исследования. – 2014. – № 12. – С. 2575-2579.

НАНОТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СИСТЕМЫ СПЛАВОВ TiNi-TiFe

Муслов С.А.¹, Пушин В.Г.²

1 – ГОУ ВПО Московский Государственный Медико-Стоматологический Университет (МГМСУ) им. А.И. Евдокимова Росздрава, г. Москва

2 – Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН (ИФМ УрО РАН), г. Екатеринбург

Изучение физических и механических свойств материалов всегда представляло и представляет интерес для исследователей, занимающихся проблемами фазовых превращений в твердом теле. При этом твердость и модули упругости материалов являются важными и весьма информативными характеристиками [2]. В данной работе методом инструментального наноиндентирования выполнены измерения твердости и модуля упругости монокристаллов сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$ ($x = 50, 25, 10, 5, 2$) и $TiNi$ ($Ti_{49}Ni_{51}$), постепенно теряющих устойчивость к одному B2-R, а затем к двум мартенситным превращениям B2-R-B19' ($TiNi$ и $TiNiFe$ с содержанием железа менее 10%). Здесь B2 – высокотемпературная фаза с дальним порядком по типу CsCl, R и B19' – мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурами соответственно.

Измерение твердости и модуля упругости методом наноиндентирования трехгранной пирамидой Берковича проводилось с помощью сканирующего нанотвердомера "НаноСкан-3D" [4] (рис. 2). Приборы серии "НаноСкан" основаны на принципах сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) [1]. Главным отличием "НаноСкан" в линейке подобных нанотвердомеров является применение в качестве зондового датчика пьезорезонансного кантилевера камертонной конструкции с высокой изгибной жесткостью консоли ($\sim 2 \times 10^4$ Н/м).

Образцы представляют собой пластинки, которые помещались в формы и заливались светоотверждаемой пластмассой. Затем верхняя поверхность образцов полировалась. Для полировки была использована полировальная машина TegraPol фирмы Struers (Дания).

Использовали образцы в монокристаллическом и поликристаллическом состоянии. Зависимость твердости сплавов от ориентации монокристаллов в данной работе не изучалась. Данные по упругим постоянным c_{ij} монокристаллов $TiNi$ - $TiFe$ были взяты из наших предыдущих работ [3, 5].

На каждом образце была проведена серия не менее чем из 10 измерений. Нагрузка составляла 500 мН, время нагружения – 10 с, время поддержания максимальной нагрузки – 2 с. Расстояние между уколами – 70 мкм. На рис. 1 показаны отдельные отпечатки на поверхности образцов.

I. Данные измерений модуля упругости и твердости сплавов $TiNi$ - $TiFe$ с B2-решеткой представлены на рис. 2.

Как видно из рисунка уровень упругих свойств монокристаллов сплавов зависит от концентрации железа и плавно снижается при уменьшении содержания Fe в сплавах и постепенной потере их устойчивости к мартенситным превращениям. Этот результат является вполне ожидаемым, поскольку у большинства сплавов приближение к точке мартенситного превращения по температуре или концентрации легирующих элементов сопровождается размягчением кристаллической решетки и уменьшением модулей упругости поликристаллов и упругих постоянных монокристаллов [7]. Наибольшее значение модуля упругости E (190 ГПа) наблюдалось у интерметаллида $TiFe$, наиболее далеко от сплавов с мартенситными превращениями, наименьшее (68 ГПа) у поликристалла $TiNi$, испытывающего цепочку превращений B2-R-B19', среднее значение модуля Юнга сплавов $TiNiFe$ составило 112,43 ГПа.

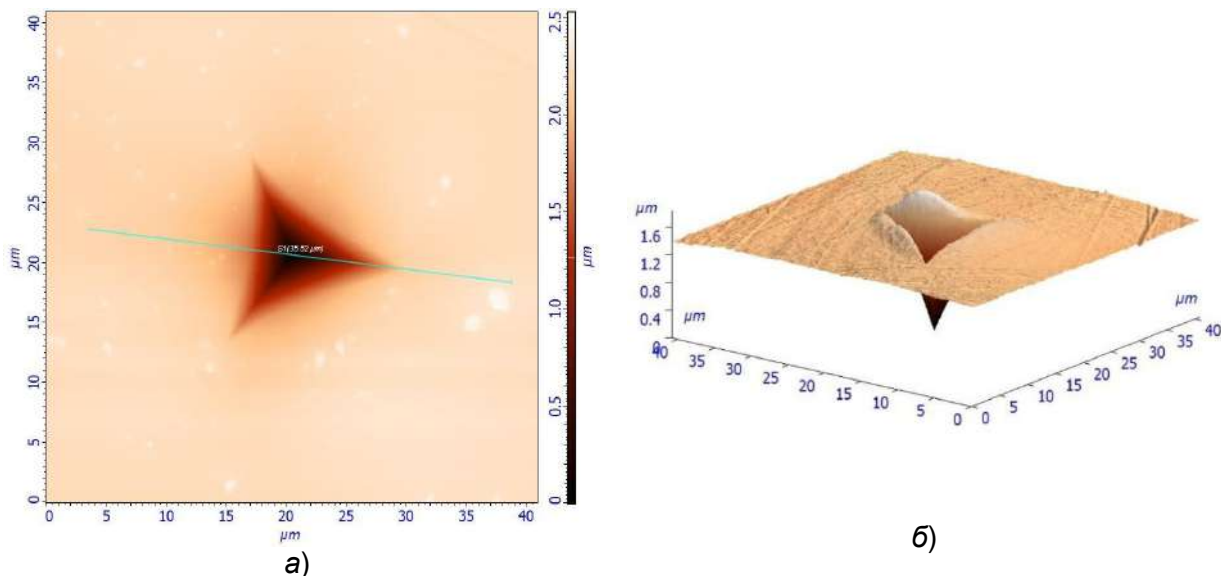


Рисунок 1 - Плоское и объемное изображение отпечатков на поверхности монокристаллических образцов: а) $Ti_{50}Fe_{50}$, б) $Ti_{49}Ni_{51}$.

Величина твердости H сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$ также снижалась с уменьшением x , хотя не так монотонно. Отклонение концентрационной зависимости твердости от монотонной может быть обусловлено ориентационной зависимостью (анизотропией) физических характеристик кристаллов. Тем не менее наибольшее значение H (6,90 ГПа) отмечено у интерметаллида $Ti_{50}Ni_{25}Fe_{25}$, наименьшее (3,27 ГПа) у $Ti_{49}Ni_{51}$ в поликристаллическом состоянии, среднее значение составило 4,25 ГПа. Численные данные по твердости для сплавов на основе никелида титана $TiNi$ достаточно хорошо согласуются с литературными данными, например значениями, полученными в [9].

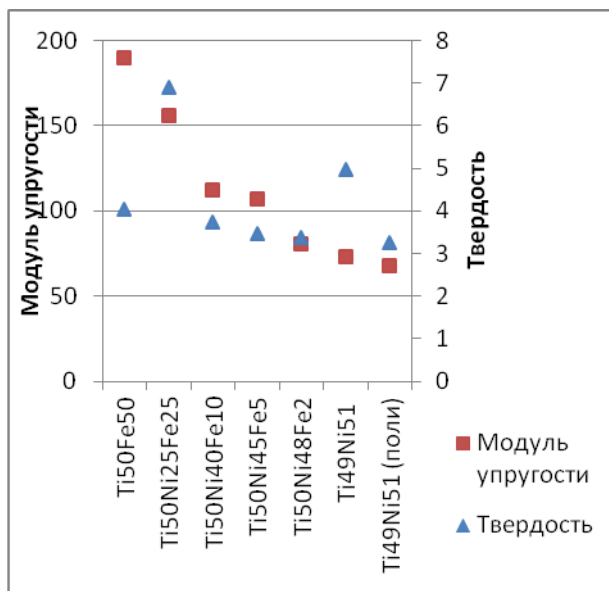


Рисунок 2- Модуль упругости и твердость исследованных сплавов

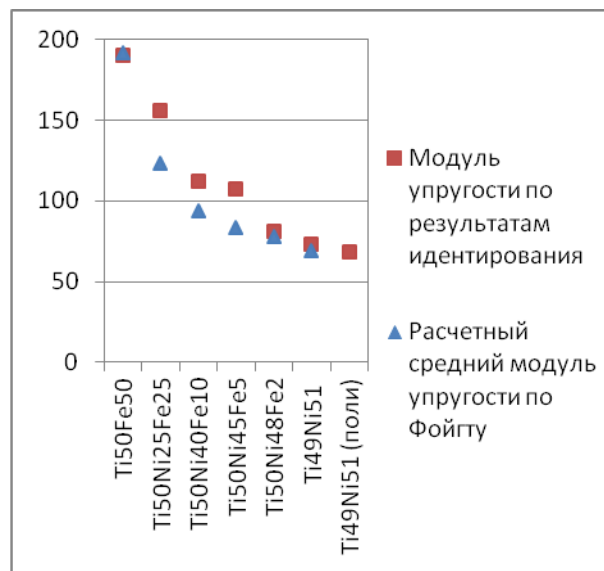


Рисунок 3- Модуль упругости сплавов по результатам индентирования и расчета по Фойгту

II. Известно, что модули упругости поликристаллов могут быть вычислены из упругих характеристик монокристалла усреднением их по всем возможным ориентировкам кристаллографических осей [6]. Мы использовали этот факт для сравнения полученных при индентировании опытных данных с известными данными по монокристаллам [3, 5]. Модуль сдвига G согласно усреднению по Фойгту принимался

равным $G = (2C' + 3c_{44})/5$, где c_{11} , c_{12} и c_{44} – упругие постоянные монокристаллов, а их линейная комбинация $C' = (c_{11} - c_{12})/2$. Модуль Юнга E определялся по формуле $E = 2G(1 + \mu)$, здесь μ – коэффициент Пуассона материалов, который был принят равным 0,33 для всех сплавов. Результаты вычислений в сравнении с экспериментальными данными представлены на рис. 3. Среднее отклонение усредненных значений модулей от эмпирических данных составило 11,55%.

III. Также представляет интерес отношение Н/Е сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$ с мартенситными превращениями и без них. По данным [8] это отношение у большинства металлов меньше, чем 0,02-0,1, а для NiTi равно 0,45 [10]. Эти данные достаточно хорошо согласуются с полученными нами в настоящей работе значениями, в том числе 0,055 для монокристаллов $Ti_{49}Ni_{51}$ и 0,06 для сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ в поликристаллическом состоянии. Что касается общего вида (подъема) кривой Н/Е в зависимости от концентрации железа в сплавах, то, скорее всего, он связан с размягчением модулей упругости сплавов по мере приближения к точкам мартенситных превращений. Для сплавов, испытывающих мартенситные превращения $H/E > 0,035$.

Литература

1. Гоголинский К.В., Решетов В.Н. Применение сканирующих зондовых микроскопов для анализа с субмикронным и нанометровым разрешением структуры и механических свойств материалов (обзор) // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1998. – Том 64, № 6. – С. 30-43.
2. Григорович В.К. Твердость и микротвердость материалов. М.: Наука, 1976. – 230 с.
3. С.А. Муслов, В.Н. Хачин, В.Г. Пушкин, Ю.И. Чумляков. Упругие свойства и структура сплавов TiNi-TiFe накануне мартенситных превращений // Письма о материалах. – 2015. – Том 5, Выпуск 4. – С. 420-423.
4. Усеинов А.С. Измерение модуля Юнга сверхтвердых материалов с помощью сканирующего зондового микроскопа Наноскан // Приборы и техника эксперимента. – 2003. – № 6. – С. 1-5.
5. Хачин В.Н., Муслов С.А., Пушкин В.Г., Кондратьев В.В. Особые упругие свойства В2-соединений титана с нестабильной решеткой // Металлофизика и новейшие технологии. – 1988. – Т. 10. – № 1. – С. 102-104.
6. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977. – 400 с.
7. T.M. Brill, S. Mittelbach, W. Assmus, M. Mullner and B. Luthi. Elastic properties of NiTi // Journal of Physics: Condensed Matter, Volume 3, Number 48, 9621-7.
8. Cheng, Y.T., Cheng, C. M. Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements // Mater. Sci. Eng., R Rep. 44, 91–149 (2004).
9. P. Li et al. Spherical indentation of NiTi-based shape memory alloys // Journal of Alloys and Compounds 651 (2015) 724-730.
10. Yang-Tse Cheng and David S. Grummon. Indentation in Shape Memory Alloys // Micro and Nano Mechanical Testing of Materials and Devices, doi: 10.1007/978-0-387-78701-5, p. 71-86.

УПРУГИЕ ПОСТОЯННЫЕ ТРЕТЬЕГО ПОРЯДКА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Муслов С.А.¹, Лотков А.И.²

¹ГБОУ ВПО Московский Государственный Медико-Стоматологический Университет (МГМСУ) им. А.И. Евдокимова Минздрава РФ, Москва, Россия, 127473, Москва, ул. Делегатская, 20, стр. 1, e-mail: muslov@mail.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук» (ИФПМ СО РАН), 634055, г. Томск, просп. Академический, 2/4, e-mail: lotkov@ispms.ru

Упругие постоянные – одни из важнейших характеристик твердого тела. Упругие постоянные второго порядка и упругие постоянные третьего порядка являются коэффициентами разложения внутренней энергии по степеням деформации при квадратичных и кубических членах этого разложения. В области применимости закона Гука плотность упругой энергии квадратична относительно компонент деформации. Вне этой области появляются произведения деформаций более высокого порядка. Упругие постоянные (модули) C_{ijk} третьего порядка связывают упругую энергию кристалла с произведениями трех компонент тензора деформации [6, 7]. В общем случае анизотропное твердое тело имеет всего 216 модулей третьего порядка. Из условий симметрии, однако, могут быть найдены дополнительные связи между модулями третьего порядка. Кристаллы кубической симметрии имеют три независимых упругих постоянных второго порядка, шесть или восемь постоянных третьего порядка и одиннадцать четвертого порядка. Кубические кристаллы наиболее симметричных групп O , O^h и T^d имеют шесть независимых модулей третьего порядка C_{111} , C_{112} , C_{123} , C_{144} , C_{456} и C_{166} . Модули третьего порядка обычно в 3-10 раз больше модулей второго порядка. Ангармонические эффекты важны при рассмотрении явлений, связанных с потерей устойчивости кристаллическими решетками и фазовыми переходами твердых тел. В [1] получены численные критерии устойчивости исходной B2 кристаллической решетки сплавов на основе никелида титана TiNi к однородным и коротковолновым деформациям. Критерии содержат соотношения между модулями упругости 2-го и 3-го порядка.

Некоторые соотношения между модулями упругости можно получить при гидростатическом сжатии исследуемого материала. Остальные необходимые соотношения получаются путем измерения скорости звука в условиях одноосного сжатия материала. Мы применили для расчета упругих постоянных третьего порядка данные [3] измерения скорости ультразвуковых волн (УЗВ) на частотах 3 и 5 МГц для различных мод, распространявшихся в кристаллах TiNi-2%Fe в различных направлениях при гидростатическом давлении от 0 до 0,8 ГПа (табл. 1).

В сплавах на основе TiNi хорошо изучено, что высокотемпературная ОЦК B2-фаза, упорядоченная по типу CsCl, может подвергаться при понижении температуры мартенситным превращениям по двум каналам: $B2 \rightarrow B19'$ и $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$, в зависимости от состава и термомеханической обработки (ТМО). Здесь $B19'$ и R – моноклинная и ромбоэдрическая фазы, соответственно [3]. Сплавы с эффектом памяти формы нашли широкое применение в технике и медицине, например в качестве финальных соединений при сборке конструкций (втулок), имплантируемых в организм длительно функционирующих материалов, ортодонтических дуг, сосудистых стентов и сфера применения этих материалов постоянно продолжает расширяться. Они способны обратимо изменять свою форму при изменении температуры, проявляют высокие эластичные свойства, не разрушаются в условиях знакопеременной нагрузки.

Монокристаллы системы TiNi-TiFe впервые получены и изучены в работах коллектива в составе Лотков А.И., Чумляков Ю.И., Хачин В.Н., Кузнецов А.В. и Муслов С.А. в СФТИ им. академика В.Д. Кузнецова, г. Томск [2, 4]. Упругие модули второго порядка кристаллов были измерены резонансным методом пьезоэлектрического составного вибратора [4, 8].

Таблица 1.

L/Т	Мода УЗВ	ω	ω , ГПа [4, 8]	$d\omega/\omega dp$	$d\omega/dp$	$1+2\omega/3B+(d\omega/dp)_{p=0}$ [9, 10]
L	[100][100]]	c_{11}	162, 5	0,032	5,20	$-\frac{1}{3B}(c_{111} + 2c_{112})$
Т	[100] $\nabla \perp$ N	c_{44}	34,0	0,0235	7,99	$-\frac{1}{3B}(c_{144} + 2c_{166})$
L	[110][110]]	c_L	179, 3	0,036	6,50	$-\frac{1}{3B}(\frac{1}{2}c_{111} + 2c_{112} + c_{144} + 2c_{166} + \frac{1}{2}c_{123})$
Т	[110][1 $\bar{1}0]$	C'	17,2	-0,020	-0,34	$-\frac{1}{3B}(\frac{1}{2}c_{111} - \frac{1}{2}c_{123})$

Здесь, L – продольные моды колебаний, Т – поперечные моды колебаний; N – единичный вектор вдоль направления распространения волны; ω – упругие постоянные второго порядка или их линейные комбинации: $c_L = \frac{1}{2}(c_{11} + c_{12} + 2c_{44})$;

$$C' = \frac{1}{2}(c_{11} - c_{12});$$

$$B = \frac{c_{11} + 2c_{12}}{3}, \text{ где } B \text{ – модуль объемного сжатия.}$$

В результате для нахождения 6-и упругих постоянных $TiNi$ имеем систему из 4-х линейных уравнений:

$$\begin{cases} c_{111} + 2c_{112} = -2,92 \\ c_{144} + 2c_{166} = -0,82 \\ \frac{1}{2}c_{111} + 2c_{112} + c_{144} + 2c_{166} + \frac{1}{2}c_{123} = -3,50 \\ \frac{1}{2}c_{111} - \frac{1}{2}c_{123} = -0,31 \end{cases} \quad (1)$$

Упругая постоянная c_{456} в уравнения системы не вошла, поскольку отсутствуют данные по зависимости от одноосного давления вдоль направления [111] скорости распространения звуковой волны, которая определяет эту постоянную [9]. Но и без c_{456} система не имеет численного решения, хотя и устанавливает соотношения между упругими постоянными третьего порядка кристаллов $TiNiFe$. Учтем условия Коши для упругих постоянных третьего порядка кубических кристаллов [9]

$$c_{112} = c_{166}, c_{123} = c_{144} = c_{456}. \quad (2)$$

Условия Коши выполняются, вообще говоря, далеко не всегда, тем не менее, они часто фигурируют в литературе. В нашем исследовании условия (2) позволяют снизить число переменных до трёх. Но в этом случае получаем систему линейных уравнений, которая на первый взгляд попадает под определение переопределенной (число уравнений – 4 превышает число неизвестных – 3):

$$\begin{cases} c_{111} + 2c_{112} = -2,92 \\ 2c_{112} + c_{123} = -0,82 \\ \frac{1}{2}c_{111} + 4c_{112} + \frac{3}{2}c_{123} = -3,50 \\ \frac{1}{2}c_{111} - \frac{1}{2}c_{123} = -0,31 \end{cases} \quad (3)$$

Редактор электронных таблиц Excel Microsoft Office позволяет решать такие системы линейных уравнений через надстройку “Поиск решения”, предназначенную для анализа уравнений и задач оптимизации. Однако более подробный анализ системы (3) выявил, что ранг её матрицы равен 2, в результате она на самом деле является неопределенной и получение даже приближенных её решений является весьма проблематичным. Однако мы можем численно оценить эти приближенные решения. Зная упругие постоянные третьего порядка для сплавов на основе меди, испытывающих мартенситные превращения из β -фазы зададим исходные значения изменяемых ячеек приложения (терминология метода) равными -1 ТПа. Тогда получим следующие значения упругих постоянных третьего порядка TiNi-2%Fe: $c_{111} = -1,19$ ТПа, $c_{112} = -0,51$ ТПа, $c_{123} = -0,57$ ТПа. Сумма отклонений точки решения от плоскостей системы – минимизируемый параметр метода составляет в этом случае 0,66 ТПа (для 3-х переменных уравнения системы можно геометрически интерпретировать как плоскости). Применить для решения системы уравнений (3) другой известный метод нахождения приближенных значений – метод наименьших квадратов (МНК) прямо невозможно, т.к. обратной матрицы системы $(A^T \cdot A)^{-1}$ не существует.

Выводы. Получены численные соотношения между упругими постоянными третьего порядка c_{ijk} кристаллов сплава на основе TiNi с эффектом памяти формы в виде системы линейных уравнений. Рассчитаны приближенные значения упругих постоянных третьего порядка TiNi-2%Fe с учетом условий Коши для кубических кристаллов. Авторы надеются, что приведенные данные помогут лучше понять природу и механизм мартенситных превращений, а также проблему зарождения мартенсита в сплавах никелида титана. Для расчета точных значений всех упругих постоянных третьего порядка сплава необходимы дополнительные исследования зависимости скорости распространения звука в сплаве от одноосного давления для высокосимметричных направлений [110] и [111].

1. Кондратьев В.В., Муслов С.А., Пушин В.Г., Хачин В.Н. Структура и свойства В2 соединений титана. II. Предмартенситная неустойчивость ОЦК (В2) решётки // Физ. метал. и металлословение. – 1988. – Т. 66, Вып. 2. – С. 359-369.
2. Кузнецов А.В., Муслов С.А., Лотков А.И., Хачин В.Н., Гришков В.Н., Пушин В. Г. Упругие постоянные TiNi вблизи мартенситных превращений // Известия вузов, сер. Физика. – 1987, № 7. – С. 98-99.
3. А.И. Лотков, В.П. Лапшин, В.Н. Гришков, В.А. Гончарова. Влияние гидростатического давления на упругие свойства сплавов с памятью формы Ti-Ni-Fe // Перспективные материалы. – 1999. – № 2. – С. 49-53.
4. Муслов С.А., Кузнецов А.В., Хачин В.Н., Лотков А.И., Пушин В. Г., Гришков В.Н. Аномалии упругих постоянных монокристаллов $Ti_{50}Ni_{48}Fe_2$ // Известия вузов, сер. Физика. – 1987. - № 8. – С. 104-105.
5. Секоян С.С. Формулы Тэрстона–Браггера для кубических кристаллов // Акустический журнал, 21, 2, с. 264-267 (1975).
6. Францевич И.Н. и др. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Справочник. – Киев: Наукова Думка, 1982. – 286 с.
7. Хантингтон Г. Упругие постоянные кристаллов // УФН –1961. –Т. LXXIV, вып. 2. – С. 303-352.
8. Хачин В.Н., Муслов С.А., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Особые упругие свойства В2-соединений титана с нестабильной решеткой // Металлофизика и новейшие технологии. – 1988. – Т. 10. – № 1. – С. 102-104.
9. R.N. Thurston and K. Brugger. Third-Order Elastic Constants and the Velocity of Small Amplitude Elastic Waves in Homogeneously Stressed Media. Phys. Rev., 133, A1604 (1964).
10. Zung-Ping Chang. Third-Order Elastic Constants of NaCl and KCl Single Crystals. Physical Review, 1965 vol. 140, Issue 5A, pp. 1788-1799.

**ИНДУЦИРОВАННЫЙ ВОДОРОДОМ ПОЛИМОРФИЗМ МЕТАЛЛОВ И
ОСНОВЫ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ
(обзор)**

Гольцов¹ В. А., Гольцова² М. В.

¹ ГОУВПО “Донецкий национальный технический университет”,
г. Донецк, e-mail: goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua

² Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь;
e-mail: m_goltsova@mail.ru

*Посвящается 150-летию выдающегося научного открытия
Д. К. Чернова, великого русского ученого и инженера*

Современная индустриальная цивилизация с древних времен своего зарождения была основана на необыкновенном свойстве железа “принимать” закалку. В последующем, в течение многих столетий “цивилизация железа” жила и развивалась, опираясь на “тайные” знания древних умельцев (дамасская сталь). Необходимо подчеркнуть, что и современная пост-индустриальная цивилизация при всех разносторонних успехах современной науки и техники продолжает в своей технической основе опираться на металлические материалы, среди которых железо и стали занимают свое достойное место.

Истоки научной разработки материаловедческой базы современной индустриальной цивилизации восходят к поистине великому открытию (1868 г.) выдающегося русского ученого и инженера Дмитрия Константиновича Чернова. Именно Д. К. Чернов первым экспериментально установил и осмыслил, что способность сталей “принимать” закалку обусловлена их свойством претерпевать фазовые превращения при тепловом воздействии или, говоря современным языком [1], именно Д. К. Чернов первым показал, что железо и стали являются полиморфными твердыми телами. Это научное открытие Д. К. Чернова справедливо считается исходной точкой зарождения металлостроения и термической обработки металлов (МиТОМ), как технической науки, а в последующем вызвало зарождение и бурное развитие структурной металлофизики.

Наши учителя в полной мере осознавали значимость научного открытия Д. К. Чернова. В 1968 году металлостроители и металлофизики СССР торжественно отметили столетие великого научного открытия Д. К. Чернова. На базе Института металлургии им. А. А. Байкова АН СССР была проведена большая общесоюзная конференция и каждому участнику конференции была вручена почетная медаль Д. К. Чернова. Получил эту памятную медаль и В. А. Гольцов.

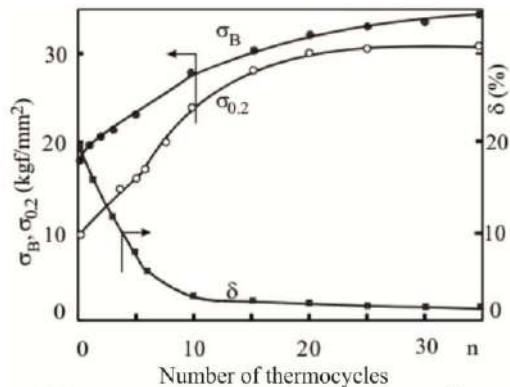
Полиморфизм (от греческого *polymorphos* – многообразный) весьма и весьма широкое научное понятие, символизирующее основополагающие явления в различных областях науки: биологии, минералогии, МиТОМ, металлофизике и др.

Многие металлы являются полиморфными, например: Fe, Ti, Mn, Cr, Co, La, Zr, Hf, U. В то же время многие металлы и материалы (Pd, Nb, V и др., некоторые интерметаллиды и иные материалы) не обладают природным полиморфизмом, и, соответственно, возможности их термической обработки оказываются весьма ограниченными (отжиг после холодной пластической деформации и все!). Что делать?!

В 1972 г. впервые была сформулирована гипотеза о том, что (говоря современным языком) водород при его проникновении в гидридообразующие металлы наделяет эти металлы (неполиморфные и полиморфные от природы) новым фундаментальным свойством быть исходно или дополнительно полиморфными, испытывать при соответствующей обработке гидридные $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ фазовые превращения, претерпевать фазовый (водородофазовый) наклеп (ВФН) и т. д.

Первое экспериментальное подтверждение жизнеспособности этой гипотезы было осуществлено на неполиморфном металле – палладии, насыщаемом водородом при термоциклической обработке в водороде (250 ↔ 20 °С) с осуществлением

гидридных $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ фазовых превращений с конечной полной дегазацией палладия. Было установлено (см. рисунок), что при термоциклической обработке в газообразном водороде (повторимся, с конечной полной дегазацией образцов) палладий претерпевает в результате водородофазового наклепа очень сильное и управляемое упрочнение [2, 3].



Изменение механических свойств отожженного палладия при ВФН.

Главное: водород наделяет неполиморфный металл палладий новым фундаментальным свойством – быть полиморфным.

В последующие годы индуцированный водородом полиморфизм, гидридные фазовые превращения, водородофазовый наклеп, основы водородной обработки (ВОМ) металлов, металлических и интерметаллических материалов интенсивно изучались многими отечественными и зарубежными научными школами [4, 5].

Из всего массива имеющейся информации остановимся далее только на водородных фазовых превращениях в металлических материалах, как на следствиях индуцированного водородом полиморфизма металлов.

Аналогично тому, как в МиТОМ исторически были обобщенно классифицированы фазовые превращения в сталях, мы классифицировали индуцированные водородом фазовые превращения (ИВФ-превращения) нижеследующим образом.

- **Высокотемпературные** ($T > (0,2-0,45)T_{пл.}$) *диффузионные* ИВФ-превращения. Такие превращения происходят в многокомпонентных сплавах (интерметаллидах), атомы-компоненты которых обладают различным сродством к водороду. В результате превращений этого класса исходно стабильные многокомпонентные сплавы претерпевают по механизму зарождения и роста распад на фазы, характеризующиеся различным равновесным содержанием в них водорода (обзор см. в [6]).

- **Низкотемпературные** ($T < (0,2-0,45)T_{пл.}$) *диффузионно-кооперативные* (гидридные) ИВФ-превращения [4]. Главная особенность превращений этого класса (отличающая их от мартенситных превращений) состоит в том, что взаимосвязанные и взаимообусловленные атомные перестройки в металлической и водородной подсистемах осуществляются принципиально различными механизмами. Перестройка водородной подсистемы происходит только диффузионным путем, а перестройка кристаллической матрицы при достаточно низких температурах – только по бездиффузионному, сдвиговому, мартенситоподобному механизму. При температурах вблизи комнатной развитие гидридных ИВФ-превращений осуществляется вплоть до завершения по механизму зарождения и роста [4]. Из-за разницы удельных объемов превращающихся фаз гидридные ИВФ-превращения всегда сопровождаются водородофазовым наклепом, вызывающим упрочнение и изменение всех свойств материала.

- **Среднетемпературные** ($T \approx (0,2-0,45)T_{пл.}$) *промежуточные* ИВФ-превращения имеют место в многокомпонентных сплавах, атомы-компоненты которых обладают разным сродством к водороду. В результате превращений этого класса реализуются фазовые и структурные состояния, требующие относительно малой перегруппировки атомов – компонентов сплава. Это индуцированные водородом атомное упорядочение, атомная сегрегация, аморфизация кристаллического вещества в твердом состоянии (!) и т. д. (обзор см. в [6]).

Фундаментальная особенность водородного воздействия на полиморфные материалы состоит в том, что водородное воздействие (кроме того, что оно само по себе вызывает фазово-структурные превращения в металле) может теперь использоваться как мощнейший инструмент, с помощью которого могут управляться и принципиальным образом трансформироваться 'родные' фазовые и структурные превращения, обусловленные именно полиморфизмом материала, данным ему от природы. Этот класс управляемых водородом превращений в основном изучался на примере титановых сплавов и послужил основой большого числа новых водородных технологий [7].

С точки зрения кинетики фазовых и структурных ИВФ-превращений, очень важно, что растворенный водород сильно ускоряет диффузию атомов – компонентов материала. Вследствие этого, индуцированные водородом структурные перестройки атомных, нано-, микро- и макромасштабов развиваются в материалах при значительно более низких температурах, чем это мыслилось ранее.

Заключение. Водородное воздействие приводит металлы и материалы в неравновесное состояние. Возникает термодинамическая необходимость фазовых и структурных превращений, обеспечивающих их движение к термодинамически равновесному состоянию. Это означает, что под воздействием водорода металлы и материалы приобретают фундаментальное свойство быть полиморфными. Явление индуцированного водородом полиморфизма весьма эффективно 'работает' в металлах и материалах как обладающих, так и не обладающих природным полиморфизмом [6].

Литература

1. Гольцов, В. А. Индуцированный водородом полиморфизм и фазово-структурные основы водородной обработки материалов / В. А. Гольцов, М. В. Гольцова // Вестник ПНИПУ. Машиностроение. Материаловедение. – 2016. – Т. 18, № 3. – С. 7–29.
2. А. с. 510529 СССР. МКИ2 С 22F 1/00. Способ упрочнения гидридообразующих материалов и сплавов / В. А. Гольцов, Н. И. Тимофеев (СССР). – № 1936144/01; заявл. 11.06.73; опубл. 06.07.76, Бюл. № 14.
3. Goltsov, V. A. The phenomenon of controllable hydrogen phase naklep and prospects for its use on Metal Science and Engineering / V. A. Goltsov // Materials Science and Engineering. – 1981. – Vol. 49, No. 2. – P. 109–125.
4. Гольцова, М. В. Гидридные превращения: природа, кинетика, морфология / М. В. Гольцова, Ю. А. Артеменко, Г. И. Жиров // Альтернативная энергетика и экология. – 2014. – № 1. – С. 70–84.
5. Progress in Hydrogen Treatment of Materials / Ed. V. A. Goltsov. – Donetsk–Coral Gables: Kassiopeya, 2001. – 543 pp.
6. Гольцов, В. А. Водородная обработка материалов – новая область физического материаловедения / В. А. Гольцов // Перспективные материалы: учебное пособие / под ред. Д. Л. Мерсона. – Тольятти: ТГУ, 2017. – С. 5–118.
7. Водородная технология титановых сплавов / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, В. К. Носов, А. М. Мамонов / под общей редакцией чл.-кор. РАН А. А. Ильина. М.: МИСИС, 2002. -392 с.

**ВОДОРОДНАЯ ЭНЕРГЕТИКА И ВОДОРОДНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ:
ИСТОРИЧЕСКИЕ И СОВРЕМЕННЫЕ АСПЕКТЫ
(Обзор)**

Гольцова Л. Ф.

*ГОУВПО “Донецкий национальный технический университет”,
г. Донецк, e-mail: lyudmila-ya@mail.ru*

Наука – это не только знания, отраженные в научных журналах и книгах, которые хранятся в библиотеках, а теперь доступны и в Интернете. Наука, прежде всего, – это научные сообщества, которые обладают знаниями и постоянно обновляют их, контактируют между собой, обмениваются научной информацией и всегда функционируют в рамках определенной парадигмы, принятой в данный исторический момент. Согласно Куну [1], парадигма – это система общепризнанных научных положений, которые определяют мышление научного сообщества в данное историческое время и дают научному сообществу возможность ставить и решать назревшие научные проблемы.

Другой аспект науки: даже самые значимые достижения науки не могут быть реализованы на практике, пока не сформируются необходимые исторические условия и не возникнут соответствующие технические и жизненные потребности общества.

Водород является эффективным источником энергии, и водородная энергетическая идея – использовать водород вместо угля – в течение двух последних столетий систематически привлекала внимание ученых и инженеров и была убедительно обобщена писателем-фантастом Жюлем Верном, 1874 г.

В соответствии с вышесказанным, нет ничего удивительного в том, что только назревающие экологические проблемы и мировой кризис 1970-х шаг за шагом стали менять отношение к водородной энергетической идее. И в 1974 г. была образована Международная ассоциация водородной энергетики (МАВЭ, профессор Т. Nejat Vezirođlu – президент-основатель) со штаб-квартирой в Институте чистой энергии университета Майами (США). С целью создать основу для формирования водородного энергетического сообщества МАВЭ стала издавать “International Journal of Hydrogen Energy” (IJHE) и организовывать двухгодичные Всемирные конференции по водородной энергетике (WHES).

Наукометрическое исследование начального периода развития водородной энергетической идеи и исходного формирования мирового водородного сообщества было выполнено Гольцовой с соавторами [2]. В последующие годы первоначально активно формировалась концепция водородной экономики, а далее зародилась новая крупномасштабная концепция – концепция водородной цивилизации (Hydrogen Civilization Conception, HуСi-Conception, HуСi-концепция) [3].

Успешность движения человечества по экологически чистому вектору “Водородная энергетика → Водородная экономика → Водородная цивилизация” [4] обеспечивается в настоящее время деятельностью мирового водородного движения, в рамках которого действуют два больших международных научно-технических сообщества: сообщество по водородной энергетике (ВЭ-сообщество) и сообщество по водородному материаловедению (ВМ-сообщество) [5]. Рассмотрим далее структуру и достижения ВМ-сообщества и его взаимодействие с ВЭ-сообществом.

Материалы являются абсолютно необходимой составной частью жизни человечества. Соответственно, сообщество материаловедов существовало во все исторические времена и развивалось перманентно, а в течение последних трех столетий оно обеспечивало все новые и новые запросы развивающейся индустриальной цивилизации.

Водородное материаловедческое сообщество также имеет свою, уже достаточно долгую историю. Действительно, в XX веке промышленность всех стран перманентно имела крупные неприятности (и происходили даже весьма масштабные технические катастрофы) из-за водородной деградации конструкционных сталей (флокены, водородная хрупкость, водородная коррозия и т. д. [6]). Эти проблемы всегда были в

центре внимания международных конференций P. Bastien и P. Azu “Hydrogen in Metals” (Франция). Остается она ‘взрывоопасной’ и в настоящее время.

В 1970-х годах XX века стала интенсивно формироваться новая составная часть водородного материаловедческого сообщества, которая стала разрабатывать функциональные водородосодержащие материалы на основе гидридов, необходимые для хранения водорода. Это сообщество ученых и инженеров стало проводить свои большие конференции, которые затем были объединены с конференциями по водородной хрупкости, и сформировались двухгодичные симпозиумы “Hydrogen and Materials: Fundamentals and Applications”, успешно работающие до настоящего времени.

В начале 1970-х было открыто явление водородофазового наклепа. Это явление впервые показало новую возможность использовать водород для обработки материалов с целью улучшения их свойств(!). При чтении лекций в США В. А. Гольцовым на основе явления ВФН, на основе истории и общих законов развития металловедения и материаловедения была разработана новая парадигма материаловедения, положившая начало новой области водородного материаловедения и техники – “Водородной обработке материалов” (ВОМ). Крушение старой парадигмы водородного материаловедения было достигнуто благодаря работам многих ученых и научных групп, и водородная обработка материалов стала привлекать все новых и новых последователей. Под эгидой МАВЭ в Донецке стали проводиться специальные конференции по водородной обработке материалов (ВОМ-95, ВОМ-98, ВОМ-2001, ВОМ-2004, ВОМ-2007), начало которым положила в 1988 г. Всесоюзная конференция “Водородная обработка металлических материалов”, прошедшая в Донецке. На ВОМ-конференциях водородное сообщество подводило итоги научных и практических достижений нового водородного материаловедения за соответствующие годы.

Водородная обработка титановых сплавов разрабатывалась все это время на более широких научных основах, чем это было реализовано H. Schleicher и U. Zwicker в их пионерской работе. Оказалось, что путем временного легирования водородом можно не только стабилизировать β -фазу, но и вызывать воздействием водородом такие фазовые превращения, которые невозможны в исходных сплавах титана, не содержащих водород. Большой массив новых знаний был получен благодаря работам многих научных групп под руководством Б. А. Колачева, А. А. Ильина, Е. Г. Понятовского, В. Е. Антонова, K. Kerr, D. Eylon, F. H. Froes, H. Yoshimura, Sh. Zhang и др.

Постоянно действующий международный научный комитет по водородной обработке материалов (ПДМНК ВОМ) был основан (10 июня 1997 г.) Меморандумом президента МАВЭ, профессора T. Nejat Vezirođlu. Чрезвычайно важно, что по планам деятельности ПДМНК ВОМ была написана авторами из 10 стран мира и затем опубликована коллективная монография “Progress in Hydrogen Treatment of Materials” (под редакцией В. А. Гольцова). Монография обобщила основные достижения ВОМ за первые десятилетия развития. В настоящее время она используется учеными в 33 странах мира.

За последние несколько лет были открыты новые возможности водородной обработки сталей и сплавов на основе железа, никеля и других металлов. Эти новые способы ВОМ активно развивались В. И. Похмурским, В. В. Федоровым, Ю. М. Буравлевым для использования в химико-термической обработке и в процессах нанесения покрытий на конструкционные материалы. Весьма важно, что процессы литья могут быть существенно улучшены с помощью водорода (F. Erdman-Jesnitzer, Г. П. Борисов, В. И. Шаповалов). Водородная обработка каталитических, мембранных и функциональных материалов дает большие возможности в их ближайшем будущем (J. Pielaszek, В. А. Гольцов, Н. И. Тимофеев, В. М. Грязнов). Солитон, движущийся по поверхности сплава палладий–водород, был зафиксирован Г. И. Жировым и М. В. Гольцовой. Формоизменение палладия, индуцированное водородом, изучалось Р. В. Котельвой, Ж. Л. Глуховой, М. В. Гольцовой, Е. Н. Любименко.

Из рассмотренной выше истории развития основ водородной обработки материалов (ВОМ) достаточно наглядно видно, что ВОМ – уже вполне сформировалась как новая область материаловедения и техники. И в то же время очевидно, что ВОМ привлекает все новых и новых исследователей и инженеров. В целом ВОМ-сообщество уже вполне оформилось и перманентно растет. Таким образом, в настоящее время научное сообщество по водородному материаловедению включает три достаточно самостоятельных, но взаимосвязанных сообщества: научное сообщество, разрабатывающее природу и меры борьбы с водородной деградацией сталей и сплавов; научное сообщество, разрабатывающее хранение и транспортировку водорода в виде гидридов и химических соединений и научное сообщество по водородной обработке материалов с целью улучшения их структуры и свойств.

Необходимо еще раз подчеркнуть, что проблема материалов всегда являлась и является важной составной частью любого глобального вектора развития индустриальной цивилизации. Отсюда следует необходимость постоянного и все более тесного сотрудничества ВМ- и ВЭ-сообществ. Содружество и взаимодействие этих международных научных сообществ в начале XXI века получило дальнейшее развитие в результате двух международных конференций, проведенных МАВЭ и ДонНТУ [7,8]. Именно деловая кооперация этих сообществ обеспечит будущее успешное вхождение в жизнь водородной экономики, а затем будущий переход к водородной цивилизации, единственному устойчивому, экологически чистому будущему человечества [3, 4].

Литература

1. Kuhn, I. The Structure of Scientific Revolution / I. Kuhn. – 2nd ed. – Chicago : Enlarged University of Chicago Press, 1970.
2. Scientometric studies of the problem of ‘Hydrogen Energy and Technology’ in the world / L. F. Goltsova, R. F. Alimova, V. A. Garkusheva, V. A. Goltsov // Intern. J. Hydrogen Energy. – 1990. – Vol. 15. – P. 655–661.
3. Goltsov, V. A. From hydrogen economy to hydrogen civilization / V. A. Goltsov, T. N. Veziroğlu // Intern. J. Hydrogen Energy. – 2001. – Vol. 26. – P. 909–915.
4. Гольцов, В. А. Виртуальный путь человечества в эру водородной цивилизации / В. А. Гольцов, Л. Ф. Гольцова // Энергия. – 2015. – № 6. – С. 57–64.
5. Гольцова, Л. Ф. Мировое водородное движение: научные сообщества по водородной энергетике и водородному материаловедению – исторические и современные аспекты (обзор) / Л. Ф. Гольцова // Альтернативная энергетика и экология. – 2014. – № 1 (141). – С. 198–211.
6. Progress in Hydrogen Treatment of Materials / Editor V. A. Goltsov. – Donetsk–Coral Gables : Kassiopeya, Ukraine–USA, 2001. – 543 pp.
7. Водородная экономика и водородная обработка материалов: труды Четвертой межд. конф. “ВОМ-2004”. Донецк–Святогорск, 17–21 мая 2004. – Донецк: ДонНТУ, 2004. – i–xxxix, 586 с.
8. Водородная экономика и водородная обработка материалов: труды пятой межд. конф. “ВОМ-2007”. Донецк, 21–25 Май 2007. – Донецк: ДонНТУ, 2007. – 936 с.

ХИМИЧЕСКАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПРИРОДНОГО ЦЕОЛИТА НАХЧЫВАНА С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ZSM-25

Мамедова Г.А.

*Нахчыванское Отделение Национальной Академии Наук Азербайджана,
Институт Природных Ресурсов, г. Нахчыван, Азербайджан, gunelmamadova@mail.ru*

Получение цеолитов различных структурных типов [1], создание широкого спектра молекулярных сит [2], практическая реализация на основе местных минеральных ресурсов, несомненно, является актуальной задачей химии цеолитов и силикатов крупных катионов. Значительное влияние на адсорбционные свойства (адсорбционную емкость, ситовой эффект, селективность) цеолитов оказывает химическая модификация [3]. С ее помощью можно влиять на структуру цеолитов и получить минералы цеолитовой группы и алюмосиликатов [4] с требуемыми параметрами, а также моделировать геологические процессы, при которых формируются природные цеолиты.

Целью данной работы явилось проведение гидротермальной обработки, то есть модифицирование природного цеолита Нахчывана для получения адсорбента и катализатора. Впервые изучены физико-химические свойства и структурно-химическое превращение природного минерала Нахчывана в условиях гидротермальной обработки, и получение на его основе цеолита ZSM-25 (цеолит-бета).

Необходимо отметить, что до нас цеолит ZSM-25 получали в присутствии минерализаторов, связующих, а нами процесс проведен без сложности, без вспомогательных компонентов и с легкостью был получен продукт гидротермального синтеза.

Нами впервые был изучен природный цеолит Нахчывана и на его основе был получен цеолит типа ZSM-25. В качестве образцов служили цеолитовые туфы Нахчывана, 78,5% которого составляет основной минерал – морденит, 19,5 % кварц и 2,00 % анортит. Образец тщательно промывали дистиллированной водой и сушили при 160°C в течение 5 суток. Эксперименты по гидротермальному синтезу цеолита типа ZSM-25 проводили в автоклавах типа «Мори» объемом 18 см³ в течение 5 сут, коэффициент заполнения автоклавов F=0,8, температура 160°C. Концентрация термального раствора LiOH составляет 3 N. Эти условия являются оптимальными в получении цеолита типа ZSM-25. Идентификация цеолитовых фаз проводилась методами рентгенофазового, элементного, ИК-спектроскопического анализов и электронно-микроскопическими исследованиями.

В экспериментах использовали установку рентгеновский анализатор 2D PHASER «Bruker» (CuK_α-излучение, 2θ=20-80°). Электронно-микроскопические снимки были получены на микроскопе Hitachi TM-3000, увеличивающий в 50000 раз, японской фирмы Hitachi. ИК-спектроскопические исследования проводились на ИК-спектрометре «Nicolet IS-10» в диапазоне частот 400–5000 см⁻¹, американской фирмы Thermo Scientific. Образцы исследуемых цеолитов готовили таблетированием с KBr в воздушной среде в соотношении 1 мг цеолита/400 мг KBr с помощью ручного пресса «Spectroscopic Creativity Pike Technologies». Полученный порошок прессовался в таблетку диаметром 1 мм. Элементный анализ провели в аппарате «Launch of Triton XL ditution refrigerator», английской фирмы Oxford instrument. Термогравиметрический анализ образцов проводился на «Q-Дериватографе 1500-Д» венгерской фирмы MOM в динамическом режиме в области температур 20-1000°C. Режим съемки: скорость нагрева 10°/мин; скорость движения бумаги 2,5 мм/мин; чувствительность ДТА, ТГ равна 500 мв; керамические тигли; эталон – Al₂O₃.

Согласно рентгенографическому анализу цеолит ZSM-25 кристаллизуется в кубической сингонии с параметром a=12,04 Å. Установлена эмпирическая формула полученного цеолита типа ZSM-25:



Рентгенограмма синтезированного на основе природного минерала Нахчывана цеолита ZSM-25 представлена на рисунке.

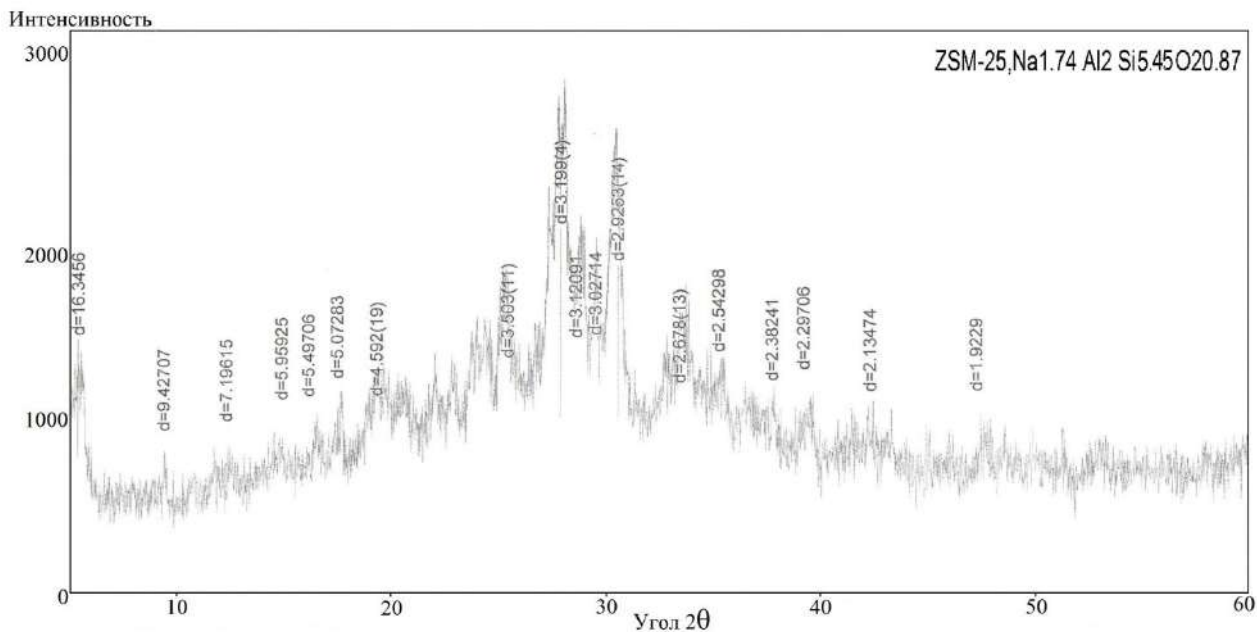


Рисунок - Дифрактограмма синтезированного цеолита ZSM-25

Методом термографического анализа установлена область дегидратации, содержание воды и термостабильность ZSM-25. Дифференциальный термический анализ продукта гидротермального показал, что на кривых наблюдаются два эндотермических и один экзотермический эффекты. Анализ кривых ДТА показал, что основная потеря массы образцом происходит в интервале температур 120–480°C. Наблюдаются два эндоэффекта: первый в интервале температур 80–150°C с потерей в массе 10% и связан с удалением сорбционной воды, второй – в интервале температур 380–480°C и убылью в массе 4%, что связано с потерей более прочно связанной кристаллизационной воды.

Экзотермический эффект при температуре 900°C, по данным рентгенофазового анализа, относится к разрушению кристаллической структуры цеолита ZSM-25 и образованию кристаллического алюмосиликата.

Как видно из кривой ДТА, дегидратация происходит в интервале температур 120–480°C. Рентгенофазовый анализ образца после эндоэффекта показал, что структурных изменений не происходит. Дегидратированный при 120–480°C образец полностью регидратируется в течение 24 ч, т.е. дегидратация носит обратимый характер.

Вывод. Впервые на основе природного минерала Нахчывана гидротермальным методом был синтезирован цеолит ZSM-25. Установлены оптимальные условия синтеза цеолита ZSM-25. Показано, что на основе природного минерала Нахчывана – морденита гидротермальным процесс проведен без сложности, без вспомогательных компонентов и с легкостью был получен цеолит ZSM-25. Также установлено, что дегидратированный образец полученного цеолита ZSM-25 полностью регидратируется, при этом исходный катион образца замещается другими катионами. Согласно рентгенофазовому и ИК-спектроскопическому анализам полученный цеолит отличается высокой кристаллическостью и может быть использован в качестве адсорбента, катализатора.

Список литературы

1. Lassinantti M. Synthesis, characterization and properties of zeolite films and membranes. Micropores and mesopores materials. – 2001. - № 5.- pp. 25-63.
2. Ramdas P., Cheeseman P.A., Deem M.W. A database of new zeolite-like materials. Phys. Chem. Chem. Phys. – 2011.- № 13. - pp. 12407-12412.
3. Ключнина А.Б., Прокофьев В.Ю., Гордина Н.Е. Влияние условий гидротермальной кристаллизации на синтез и свойства цеолита. Химия и химическая технология. – 2013. - Т. 56, № 3. - с.73-77.
4. Colin S., Cundy P., Cox A. The hydrothermal synthesis of zeolites: Precursors, intermediates and reaction mechanism. Microporous and Mesoporous Materials. – 2005. - v. 82. - pp.1-78.

ДЕГРАДАЦИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ЭЛЕКТРОНИКИ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО УДАРА

**¹Овчинников В.И., ¹Ильющенко А.Ф., ²Белоус А.И., ²Петлицкий А.Н.,
²Петлицкая Т.В.**

¹ОХП НИИ ИП с ОП ГНУ ИПМ г.Минск, Беларусь, impuls@bn.by

²НТЦ "Белмикросистемы" ОАО "Интеграл", г.Минск, Беларусь

В настоящее время установлено, что в космическом пространстве существует опасность соударения сгустков частиц космической пыли с космическими аппаратами (КА) и их влияние на работоспособность систем управления и элементов микроэлектроники. При разработке КА с длительным сроком работы в космосе, одной из проблем, стоящих перед разработчиками, является защита КА от воздействия не только от различных космических тел макроразмеров, но и от мелких микрочастиц космической пыли.

Проведенный анализ причин аварий на КА подтверждает, что отказы систем управления и электронной аппаратуры КА могут быть вызваны воздействием различных физико-химических факторов космического пространства, в т.ч. высокоскоростных потоков частиц космической пыли. Это еще раз подчеркивает актуальность исследований процессов взаимодействия высокоскоростных потоков частиц с материалами и элементами микроэлектроники в лабораторных условиях, имитирующих взаимодействие частиц космической пыли с КА, а также проблемы создания средств защиты от воздействия высокоскоростных потоков частиц. Одним из решений проблемы видится в создании многослойных композиционных материалов с высоким уровнем защитных свойств.

1. Материалы и методика эксперимента

Для проведения экспериментов по оценке влияния высокоскоростных потоков микрочастиц на функциональные свойства интегральных микросхем, использовали микрочастицы SiC и Al₂O₃ фракции 60 - 70 мкм. Микрочастицы разгоняли в диапазоне скоростей 300 - 2500 м/с специально разработанными ускорителями. В качестве энергоносителя применяли взрывчатое вещество аммонит 6ЖВ в количестве 200г на один эксперимент.

Регистрацию импульса электромагнитного излучения проводили с помощью экспериментальной установки регистрации высокочастотного электромагнитного излучения. В экспериментах использовали микросхемы предназначенные для работы на борту КА.

2. Результаты исследования и их обсуждение

В Институте импульсных процессов были разработаны специальные ускорители и проведены исследования по моделированию процессов соударения потоков частиц, имитирующих космическую пыль, с металлической преградой. В результате проведенных экспериментов было установлено, что при соударении высокоскоростного потока частиц (скорость 1200-2500 м/с), процесс сопровождается следующими эффектами: происходит проникание частиц ~1% на глубину до 50мм; образуется ударная волна и ряд вторичных ударных волн; формируется импульс электромагнитного и ионизирующего излучения.

В процессе проведенных исследований разработаны: математическая модель заряженного потока вещества ускоренного взрывом, взрывной ускоритель потока микрочастиц, установка регистрации электромагнитного излучения (рисунок 1), методика тестирования интегральных микросхем в условиях, приближенных к космическим.



а) ускоритель частиц с камерой, б) приборы для регистрации и измерений ЭМИ
Рисунок 1- Экспериментальная установка регистрации импульсов электромагнитного излучения

В процессе проведенных исследований установлено, что основными факторами при соударении высокоскоростных потоков частиц (сгустков космической пыли), которые могут оказать воздействие на элементы микроэлектроники: транзистор, генерируемые ими высокочастотные процессы и условия резонанса; электромагнитное и ионизирующее излучение, индуцируемые магнитные и наведенные электрические поля; тепловое воздействие; проникающие микрочастицы.

Выполненный цикл исследований позволил зарегистрировать появление дефектов на поверхности кристалла микросхемы, приводящих к ее отказу. На рисунке 2 представлены фото, полученные с помощью растрового электронного микроскопа, на которых показаны характерные зоны повреждения кристалла микросхемы:

а)- механические повреждения в виде трещин и сколов кремниевой подложки (результат воздействия ударной волны и высокого давления), б)- точечные включения (в результате массопереноса из корпусной части). На отдельных контактах наблюдаются места локального разогрева, причем столь существенного, что приводит к возникновению и росту новых кристаллов микросхемы, элементы памяти и т.п. могут быть: ударные волны, а также из материала микросхемы - в).

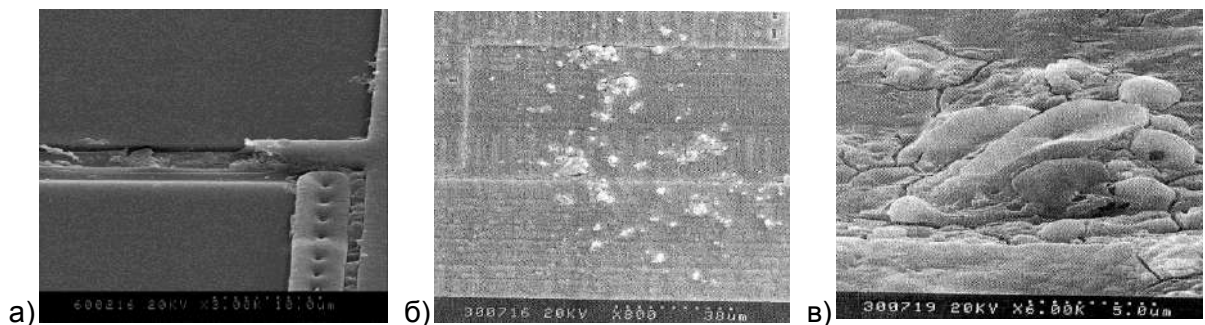
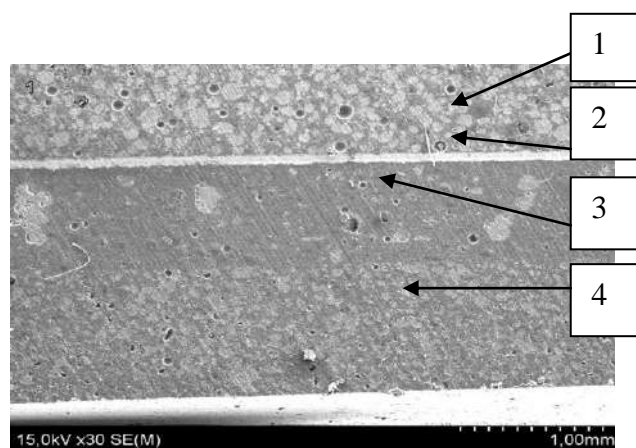


Рисунок 2- Дефекты и повреждения в микросхемах после воздействия высокоскоростным потоком микрочастиц

Тестирование микросхем на стенде, не имевших механических повреждений, установленных визуальным и оптическим обследованием после соударения с потоком микрочастиц, показало отклонение вольт-амперных зависимостей от допустимых значений на 10-40 %. Предположительно, это связано с воздействием импульса электромагнитного излучения, реализуемого в результате взаимодействия потоков микрочастиц с металлической преградой. От воздействия импульсного электромагнитного излучения авторами предлагаются защитные экраны из многослойного композиционного материала (МКМ) (рисунок 3).



1- слой с Al_2O_3 ; 2- слой из аморфной ленты $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{14}\text{P}_6$;
3-слой с фуллереном C_{60} и нанотрубками; 4- слой с SiO_2
Рисунок 3 - Структура четырехслойного материала

Методом полимеризации, последовательной заливкой слоев друг на друга из жидких смесей двухкомпонентных композиций, с использованием слоя из магнитомягкого материала с нанесенным детонационным способом слоем диэлектрика, получены многослойные композиционные материалы. Преимуществом данного способа соединения композиции в многослойную структуру, является возможность получения бездефектной структуры с хорошим распределением наполнителей и адгезией между слоями.

В качестве наполнителя использовались порошки оксидов алюминия и кремния с размером частиц 5-10 мкм, а также нанопорошки фуллерена C_{60} . В качестве матричного материала использовалась полимерная композиция с высокой адгезией к широкому ряду материалов. Процентное соотношение порошкообразного наполнителя (по объёмному содержанию) в композиции варьировалось от 15 % до 50 %. Были подготовлены составы с различным содержанием исходных компонентов. В качестве отражающего металла использовали фольги из алюминия, никеля и аморфного сплава $\text{Fe}_{40}\text{-Ni}_{40}\text{-P}_{14}\text{-B}_6$ толщиной 300-600 мкм. Исследуемые образцы представляли собой МКМ, предназначенный для корпусной части интегральных микросхем и защитных экранов с функциями защиты от электромагнитного и ионизирующего излучения.

Испытания полученных многослойных композиций показали, что реализация предложенной технологической схемы их получения с оптимальным соотношением наполнителя 25 - 40 % и матрицы 75 - 60 %, их равномерного распределения и определенным сочетанием слоев в композиции позволяет получить МКМ, снижающий воздействие электромагнитного излучения на 20 - 30 %, ударно-волнового до 50 % по сравнению с ИМС производства ОАО "Интеграл" в корпусе из материала "LMC 100G".

Заключение

Исследования показали возможность использования многослойных композиционных материалов в решении вопросов по защите элементов микроэлектроники и снижению воздействия поражающих факторов электромагнитного излучения.

Список литературы

1. Айзенберг, Е.Я., Ястребенецкий М.А. Сопоставление принципов обеспечения безопасности систем управления ракетами-носителями и атомными электростанциями/ Е. Я. Айзенберг, М.А. Ястребенецкий // Космічна наука і технологія.– 2002.– Т. 8, № 1.– С. 55-60.

ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ КАК РЕЗУЛЬТАТ СНИЖЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ОСТАТОЧНЫМИ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯМИ И СЕГРЕГАЦИЯМИ ФОСФОРА

Мишин В.М.*, Филиппов Г.А., Щитов Д.В.***

* ФГАОУ ВПО Северо-Кавказский федеральный университет, Пятигорск, Россия

** ГНЦ РФ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», ИКС, Москва, Россия

mishinvm@yandex.ru

При закалке, в стали в результате фазового превращения аустенита в мартенсит образуются ослабленные структурные зоны – границы исходных аустенитных зерен [1] (для сокращения далее по тексту «границы зерен»). На них выходят кристаллы образовавшегося мартенсита, перед вершинами которых образуются области объемного растяжения – источники остаточных внутренних микронапряжений [1,5]. Кроме того, происходит образование зернограничных сегрегаций охрупчивающих примесей (фосфора, сурьмы и олова) [1]. Эти процессы приводят к реализации замедленного разрушения закаленной стали [2-7]. В связи с этим, актуально изучение аддитивного (и раздельного) влияния перечисленных микроструктурных факторов на локальную прочность границ зерен.

Целью исследования являлось разделение влияния остаточных микронапряжений и сегрегации фосфора на снижение локальной прочности границ зерен мартенситных сталей, приводящее к снижению сопротивления замедленному разрушению.

Материал и методика исследования.

Изучали влияние микроструктурных факторов (примеси фосфора и остаточных внутренних микронапряжений) на локальную прочность границ зерен стали 18Х2Н4ВА с атомным содержанием фосфора (0,005%; 0,010%; 0,012%; 0,028%; 0,040%). Образцы тип Шарпи подвергали закалке в воду с последующей изотермической выдержкой в γ – области. Для исключения обезуглероживания поверхности образцы перед термообработкой помещали в кварцевые ампулы, после чего откачивали из них воздух. После термообработки образцы держали на воздухе (отдых) 30 мин, 50 ч и 100 ч, после чего для сохранения структурного состояния (уровня остаточных микронапряжений) образцы содержали в жидком азоте вплоть до испытаний. Таким образом, получали образцы с различными уровнями остаточных микронапряжений.

Для вскрытия границ зерен проводили испытания на замедленное разрушение (ЗХР) путем нагружения образцов сосредоточенным изгибом до заданной нагрузки и дальнейшей выдержке до разрушения. Момент зарождения трещины (τ) регистрировали с помощью метода акустической эмиссии. Для определения локальных напряжений в зоне зарождения трещины использовали метод конечных элементов МКЭ. Расчет локальных растягивающих напряжений (σ_{11max}) в зоне локального разрушения на границе пластической и упругой зон перед вершиной надреза (рис.1) проводили по методике, изложенной в [1,6].

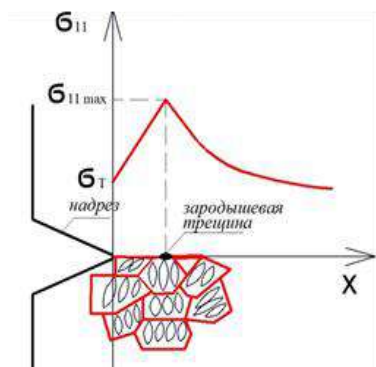


Рисунок 1- Схема, зарождения трещины на границе исходного аустенитного зерна в месте локализации максимального локального растягивающего напряжения σ_{11max} в вершине надреза в зоне стеснения деформации.

Содержание примеси фосфора на поверхности излома в зоне зарождения трещины определяли методом ОЖЕ-спектроскопии.

Результаты эксперимента

По результатам расчета МКЭ построены кривые замедленного разрушения в координатах: локальное растягивающее напряжение (σ_{11max}) – время до регистрации момента зарождения трещины (τ) (рис.2).

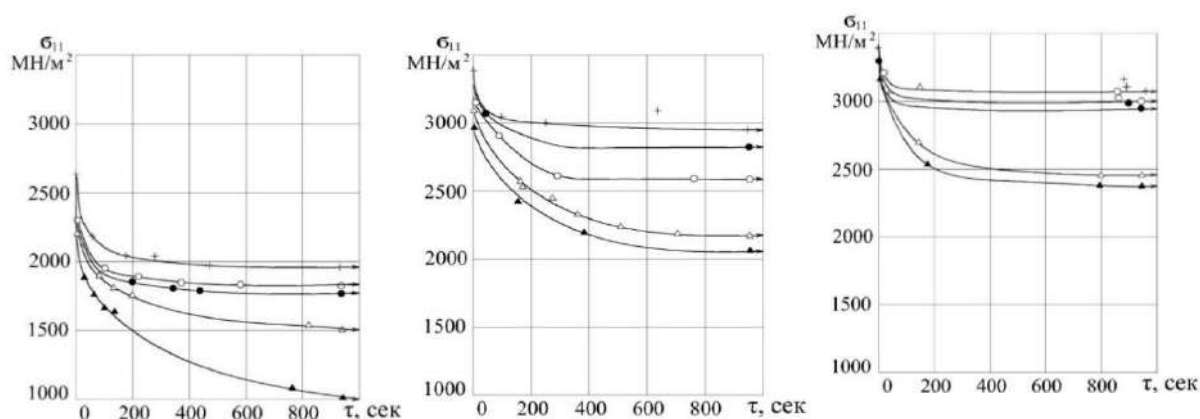


Рисунок 2 - Кривые замедленного разрушения стали 18X2H4BA при различном количестве примеси фосфора: + – 0,005; ● – 0,010; ○ – 0,012; Δ – 0,028; ▲ – 0,040 ат.% P после отдыха: а) 30 мин; б) 50 ч; в) 100 ч.

Обсуждение результатов

Уровень порогового локального растягивающего напряжения σ_{11max} (ниже которого разрушение не происходило) для каждой кривой ЗХР соответствует локальной прочности границы зерна [7]. Влияние остаточных внутренних микронапряжений, сегрегаций примеси фосфора и электролитического наводороживания на процесс локального охрупчивания границ зерен изучали на конструкционной стали 18X2H4BA. В результате испытаний сосредоточенным изгибом образцов типа Шарпи из стали 18X2H4BA на замедленное разрушение по методике изложенной в [1] были определены пороговые значения σ_{11max} после различного времени отдыха для сталей с различным содержанием фосфора в стали (рис.3).

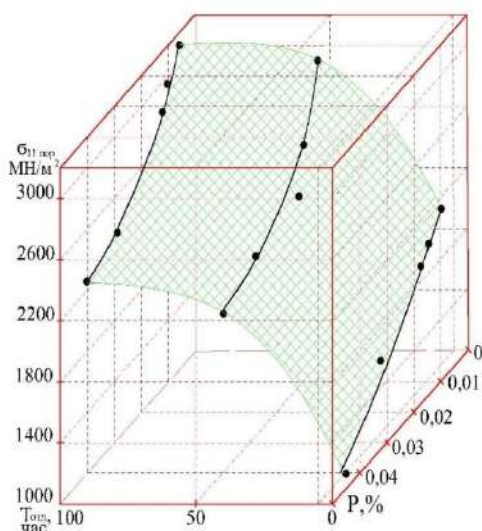


Рисунок 3 - Разделение влияния атомного содержания примеси фосфора (P,%) в стали и времени отдыха после закалки ($T_{отд}$) на величину порогового локального напряжения стали 18X2H4BA.

Пороговые значения $\sigma_{11\max}$ характеризуют локальную прочность границы зерна. На рис.3 показано, что увеличение содержания примеси фосфора (P,%) и уменьшение времени отдыха после закалки снижают величину порогового локального напряжения стали 18X2H4BA. Полученная поверхность пороговых локальных напряжений мартенситной стали после закалки позволяет разделить вклады отдыха стали после закалки и атомного содержания фосфора. Причиной охрупчивания границ зерен мартенситной стали помимо остаточных внутренних микронапряжений являются сегрегации охрупчивающих примесей на границах зерен. Поэтому, являясь важным определить содержание фосфора непосредственно на границах зерен, что было реализовано с помощью метода ОЖЕ-спектрометрии. Уровни остаточных внутренних микронапряжений в зоне зарождения микротрещины определяли с помощью метода [1], разработанного авторами в ЦНИИчермет. Это позволило построить трехмерную зависимость локальной прочности границ зерен от концентрации примеси фосфора на границах зерен и уровня остаточных микронапряжений в зоне локального разрушения (рис.4).

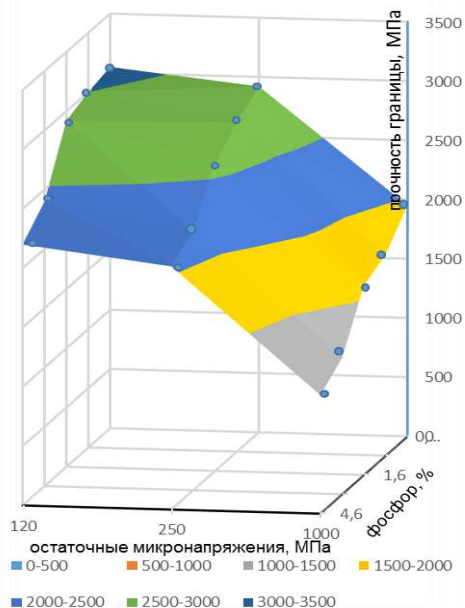


Рисунок 4 - Зависимости локальной прочности границ зёрен от атомной концентрация фосфора и уровня остаточных микронапряжений на границе зерна стали 18X2H4BA.

Установлено, что увеличение концентрации фосфора на границах зерен в виде сегрегаций приводит к снижению локальной прочности границ исходных зерен аустенита в мартенситной стали и общему снижению локальной прочности границ при увеличении уровня остаточных микронапряжений в результате сокращения времени отдыха стали после закалки (рис.4). В результате, сопротивление замедленному разрушению снижается. Для сравнения, путем активного разрушения определили локальную прочность тела зерен стали 18X2H4BA при пренебрежимо низком уровне остаточных микронапряжений (отпуск, 100°C, 2 ч) и чистой по примеси фосфора, которая составила $\sigma_F = 3520$ МПа.

Заключение

Установлено, в какой мере снижение прочности границ исходных аустенитных зёрен приводит к увеличению склонности стали к замедленному разрушению в закаленном состоянии. Установлена зависимость локальной прочности границы зерна от соотношения различных уровней остаточных микронапряжений и атомной концентрации примеси фосфора на границе зерна в местах его сегрегации.

Список литературы

1. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения сталей. Мин.-Воды: Полиграфпром, 2013.- 455 с.
2. Chun Y. S., Park K.-T., and Lee C. S. // Delayed static failure of twinning-induced plasticity steels, Scr. Mater., vol. 66, no. 12, pp. 960–965, Jun. 2012.
3. Sarrak V.I., Mishin V.M. Delayed failure of steels // Materials Science. -1992. -V. 28, № 5. -P. 419-420.
4. Mishin V.M., Sarrak V.I. Critical local tensile stress as criterion of delayed brittle failure // Strength of Materials. -1985. -V. 17, Issue 3. -P. 348–352.
5. Mishin V.M., Sarrak V.I. Evaluation of the influence of residual internal microstresses on the strength of 18Kh2N4VA steel with the use of the criterion of tensile stresses // Strength of Materials. -1986. - V. 18, Issue 4. -P. 482–487.
6. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению // Деформация и разрушение материалов. -2007. -№ 3. -С. 37-42.
7. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Кинетическая модель замедленного разрушения закаленной стали. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. -2008. -№ 3. -С. 28-33.

**ПЛОТНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ
ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТРИЦ**

¹Антанович А.А., ²Колесников С.А.

¹ФГБУН Институт физики высоких давлений Российской Академии наук,
Москва, Троицк, Россия, antanov@hppi.troitsk.ru

²АО «НИИ конструкционных материалов на основе графита»,
Москва, Россия, Skolesnikov02@mail.ru

Приведенные в статье результаты по свойствам углерод-углеродных материалов при изостатической технологии получения углеродных матриц [1] основаны на совокупности результатов контроля качества сотен заготовок высокоплотных углерод-углеродных композиционных материалов (УУКМ). При этом многомерно армированные заготовки представляли собой толстостенные кольца, из которого механической обработкой изготавливались целевые изделия, а также образцы для исследования и контроля свойств материала. Общий вид изготовленных деталей показан на рисунке 1.



Рисунок 1 - Общий вид деталей из объёмно-армированного УУКМ

Армирующими элементами заготовок УУКМ являлись углеродные стержни, полученные продольным сложением трёх жгутов углеродной конструкционной нити из полиакрилонитрила УКН-5000.

Плотность

На рисунке 2 приведены зависимости истинной плотности углеродного волокна и коксов из каменноугольного пека от температуры обработки [2]. Применяя правило аддитивности, можно подобрать базовые сочетания углеродных компонент УУКМ и температурные режимы технологических процессов для получения материалов различной плотности. При изостатической карбонизации температура процесса ограничивается ~ 750 °С из-за использования металлической оснастки. Для прекурсора углеродной матрицы - каменноугольных пеков (кривая 2) и углеродных волокон (кривая 3) на основе полиакрилонитрила при объёмном содержании волокна $\sim 0,3 - 0,45$ при уплотнении композита при атмосферном давлении потенциально достижим уровень плотности $\sim 1,65$ г/см³. Применение изостатической карбонизации (кривая 1) открывает возможности ускорения набора плотности до $\sim 1,75$ г/см³. Для достижения больших уровней плотности в технологическую схему, очевидно, должна быть включена операция высокотемпературной обработки (ВТО) – не ниже 2000 °С.

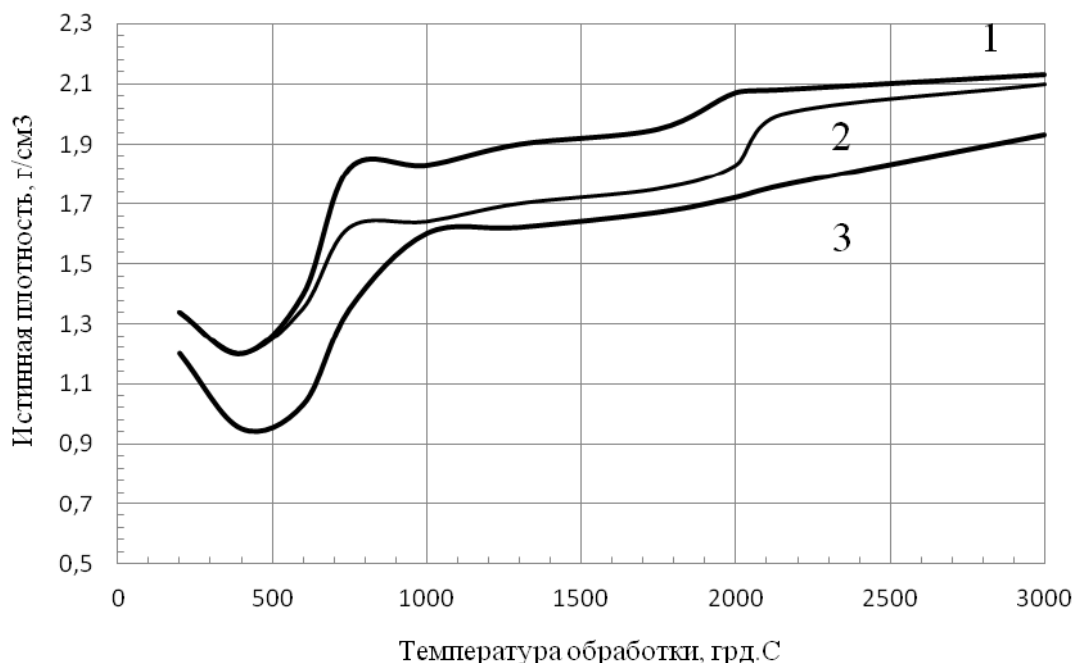


Рисунок 2 - Зависимость истинной плотности углеродных материалов от температуры обработки. 1 – кокс каменноугольного пека (изостатическая технология); 2 – кокс каменноугольного пека (технология при атмосферном давлении); 3 – углеродное волокно из полиакрилонитрила

Высокотемпературная обработка по термоактивационному механизму инициирует совершенствование кристаллической структуры с сопутствующим изменением качественных характеристик углеродных материалов [3]. Результаты исследования влияния температуры обработки на свойства УУКМ сведены в таблице 1. Как видно из таблицы повышение температуры обработки сопровождается ожидаемым уплотнением структуры материала и ростом теплопроводности.

Таблица 1- Изменение свойств УУКМ на основе углеродной нити из полиакрилонитрила

Характеристики УУКМ	Температура обработки, °С				
	1300	2200	2300	2600	2800
Кажущаяся плотность, г/см ³	1,62	1,91	1,92	1,91	1,92
Истинная плотность, г/см ³	1,82	2,03	2,04	2,05	2,07
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м.К)	10	55	75	110	130

В комплексном процессе изостатической карбонизации и последующей операции (ВТО) симбатно идут процессы уплотнения, формирования и совершенствования надмолекулярной и кристаллической структуры углеродного вещества матрицы на основе заданной базовой схемы армирования каркасом из углеродного волокна.

Результаты исследования формирования уровня кажущейся плотности УУКМ в процессе пяти последовательных этапов изостатической карбонизации представлены на рисунке 3. Зависимости построены по результатам обработки семи заготовок УУКМ.

Как видно из рисунка 3, в общем достигнутом уровне кажущейся плотности композита ~ 1,9 г/см³ доля исходного каркаса армирования ~ 0,6 г/см³, доля углеродной матрицы за счёт ряда процессов пропитки пеком и последующей карбонизации при атмосферном давлении ~ 0,40 г/см³ (ПП-КРБ). Первые два цикла пропитки и карбонизации под высоким давлением с последующей высокотемпературной обработкой (ПКД-ВТО) приводят на каждом цикле к повышению плотности на ~ 0,15 г/см³.

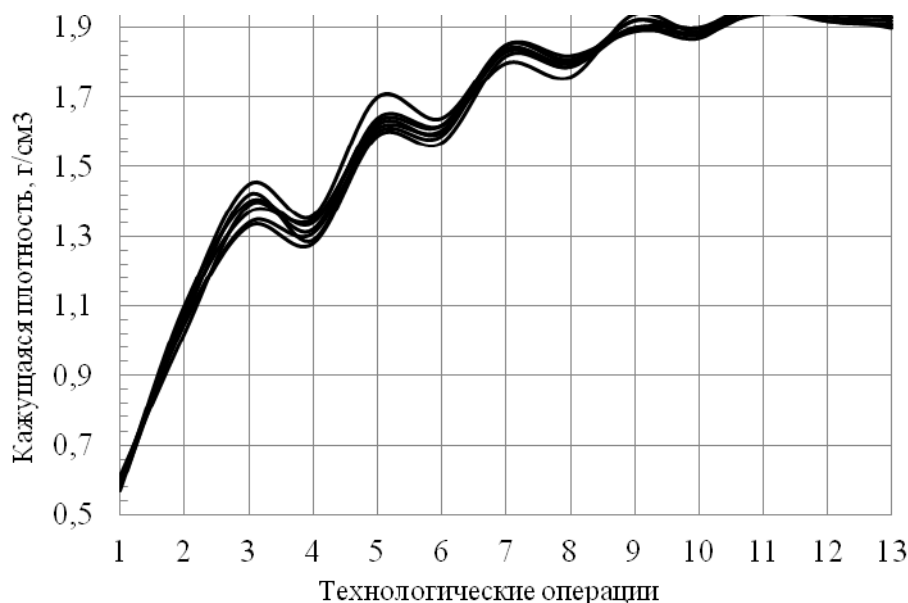


Рисунок 3 - Зависимость увеличения кажущейся плотности заготовок по завершении отдельных технологических операций:
1 – исходный стержневой каркас; 2 – три цикла «ПП-КРБ»; 3 – ПКД-1; 4 – ВТО-1; 5 – ПКД-2; 6 – ВТО-2; 7 – ПКД-3; 8 – ВТО-3; 9 – ПКД-4; 10 – ВТО-4; 11 – ПКД-5; 12 – ВТО-5; 13 - деталь после механической обработки.

Последующие технологические этапы проводятся с меньшим уровнем исходной перед каждым циклом уровнем открытой пористости и поэтому здесь повышение плотности заметно меньше.

Прочность

В процессе уплотнения УУКМ формируются уровни прочностных и других физико-механических характеристик материала. При исследовании закономерности формирования плотности в процессе чередования технологических операций экспериментально (по водопоглощению) определяли изменение открытой пористости, оценивали её величину расчётным способом из текущих уровней кажущейся и истинной плотности. На образцах, вырезанных из заготовок УУКМ и предназначенных для исследований, определяли предел прочности при сжатии, растяжении и изгибе с расчётом по кривым деформирования соответствующих модулей упругости. Результаты этой части исследования процесса формирования свойств УУКМ при уплотнении его матрицы по изостатической технологии приведены на рисунке 4.

При этом найденные зависимости обработаны как функция уровня пористости композита на этапах его уплотнения. Легко видеть, что прочностные характеристики до уровня пористости $\sim 0,16$ растут по экспоненциальному закону. Далее «связность» армирующих элементов, видимо, скачкообразно повышается в области остаточной пористости от 0,16 до 0,14.



Рисунок 4 - Формирование уровня физико-механических свойств четырёхмерно армированного УУКМ в процессе формирования углеродной матрицы методом изостатической карбонизации. 1 – прочность при сжатии, МПа; 2 – прочность при растяжении, МПа; 3 – прочность при изгибе, МПа; 4 – модуль упругости при растяжении, ГПа; 5 – модуль упругости при изгибе, ГПа; 6 – модуль упругости при сжатии, ГПа; 7 – кажущаяся плотность, [100×γ]г/см³.

На этом этапе упругие характеристики практически достигают предела роста. Ограничение изменения модуля свидетельствует о практически полном включении структурных элементов в восприятие и перераспределение в объёме материала внешней нагрузки, как при растяжении, так при изгибе и сжатии. Видимо, уровень пористости ~ 0,14 и соответствующий ему уровень плотности ~ 1,8 г/см³ являются рубежными границами для формирований УУКМ с данным типом углеродной матрицы, с возможным выполнением ими функций конструкционного материала.

Показатели прочности продолжают существенно расти и далее при уменьшении пористости. Вероятно, их рост продолжится до исчерпания микропористости. Последний этап может иметь место при уровне равенства кажущейся и истинной пористости. При уровне температуры ВТО ~ 2200°С истинная плотность УУКМ, как установили экспериментально, находится в пределах 2,04-2,06 г/см³. Однако, как видно из рисунка 3, для абсолютного роста плотности каждый последующий технологический блок операций всё менее эффективен технически и, ожидаемо, экономически. Поэтому завершение технологического цикла в этой области плотности и пористости может быть обосновано условиями нагружения детали в конструкции и требуемым при этом запасом прочности.

Список литературы

1. А.А. Антанович, С.А. Колесников. Изостатические технологии при изготовлении углеродных конструкционных материалов. Монографии «Перспективные материалы и технологии», Витебск, 2017, Том 1, Глава 13, с. 203-216.
2. М.С. Ряшенцев, С.А. Колесников. Измерение кажущейся и истинной плотностей углерод-углеродных композиционных материалов и конструкционных графитов. Заводская лаборатория. 2016, № 7, с. 12 – 18.
3. М.Ю. Бамборин, С.А. Колесников. Исследование влияния высокотемпературной обработки на окислительную стойкость углерод-углеродных композиционных материалов. Новые огнеупоры, 2014, № 6, с. 46 – 49.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В ПОПЕРЕЧНОМ СЕЧЕНИИ МУЛЬТИМОДАЛЬНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЕГО ФОРМИРОВАНИИ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Девоино О.Г., Шелег В.К., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С.
Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
e-mail: scvdmmed@bntu.by

Машины и механизмы, используемые современной промышленностью, в большинстве случаев предполагают наличие высоких скоростей и нагрузок. Поэтому постоянно растет потребность в высоко-износостойких материалах. Пределы упрочнения однокомпонентных материалов в настоящее время уже близки к исчерпанию. По этой причине возрастает роль композиционных материалов, позволяющих значительно увеличить износостойкость, в том числе композиционных упрочняющих покрытий. Особенно высокие физико-механические свойства показывает такой вид композиционных покрытий, как мультимодальные покрытия [1, 2]. Модой считается значение какого-либо признака (размера частиц упрочняющей фазы, величины пористости, вида материала), которые встречаются наиболее часто. Если имеют место несколько значений какого-либо признака, имеющие одинаковую частоту повторения, то покрытие является мультимодальным (бимодальным).

При лазерной наплавке наносятся валики небольших размеров, поперечные сечения которых сравнимы с размером лазерного пятна на поверхности наплавки, тепловой вклад в прилегающие области покрытия минимален, перемешивание материалов соседних валиков низкое, параметры нанесения покрытия могут выбираться достаточно свободно [3]. Эти свойства лазерной наплавки позволяют создавать с ее помощью мультимодальные покрытия путем чередования валиков из разнородных материалов, обладающих различными физико-механическими свойствами. Получаемые покрытия при этом могут характеризоваться не только высокой износостойкостью, но и анизотропией износостойкости в разных направлениях относительно наплавленных валиков. Такая технология создания мультимодальных покрытий может быть использована как для упрочнения новых деталей, так и для восстановления изношенных поверхностей с получением хороших прочностных свойств [4, 5].

В данной работе изучалось распределение микротвердости по глубине и в продольном направлении (вдоль поперечного сечения слоя) в однослойном мультимодальном покрытии, полученном методом лазерной наплавки чередованием валиков из самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01.

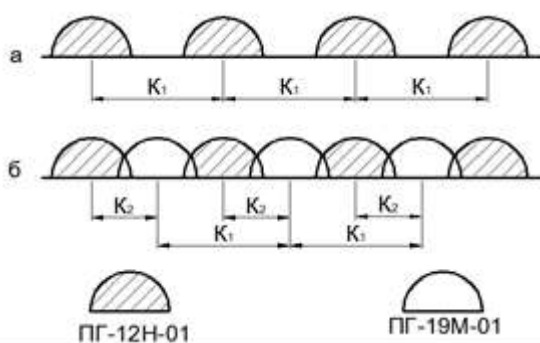


Рисунок 1- Схема наплавки мультимодального покрытия:
а - первый этап; б - второй этап



Рисунок 2- Поперечное сечение мультимодального полосчатого покрытия x50

Покрyтия наносились на технологическом комплексе на базе CO₂-лазера непрерывного действия типа «Комета» и координатного стола с системой числового программного управления. Наплавка велась в два этапа, вначале на основу наносились параллельные валики из сплава ПГ-12Н-01 с шагами 1,8; 2,4 и 3 мм (К1), а на втором этапе между ними наплавлялись валики из бронзы ПГ-19М-01, шаг между валиками самофлюсующегося сплава и бронзы составлял, соответственно, 0,9; 1,2 и 1,5 мм (К2). Схема наплавки мультимодального покрытия приведена на рис. 1. Фотография полученного шлифа поперечного сечения покрытия приведена на рис. 2. Отчетливо видны два валика из бронзы ПГ-19М-01, между которыми находится валик из сплава ПГ-12Н-01. Измерение микротвердости проводилось на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 100 г по глубине покрытия по линиям симметрии валиков из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 из основы в покрытие и в продольном направлении вдоль поперечного сечения слоя параллельно основе.

Типичная картина распределения микротвердости по глубине однослойного композиционного покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 представлена на рис. 3. Валик 1 и валик 3 наплавлялись на первом этапе нанесения покрытия (рис. 1) и представляли собой валики наплавки из чистого сплава ПГ-12Н-01, валик 2 наносился на втором этапе, когда после наплавки валиков из сплава ПГ-12Н-01 на месте нанесения валика 2 образовался тонкий подслоя из этого материала.

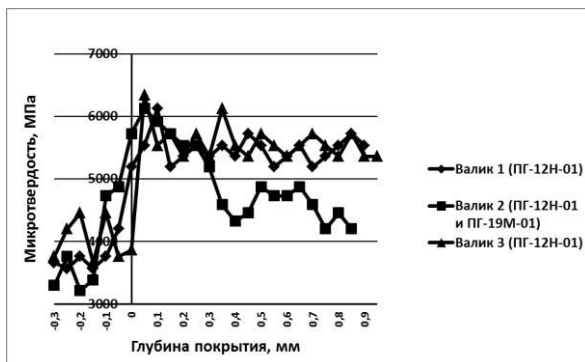


Рисунок 3- Распределение микротвердости по глубине в однослойном мультимодальном покрытии

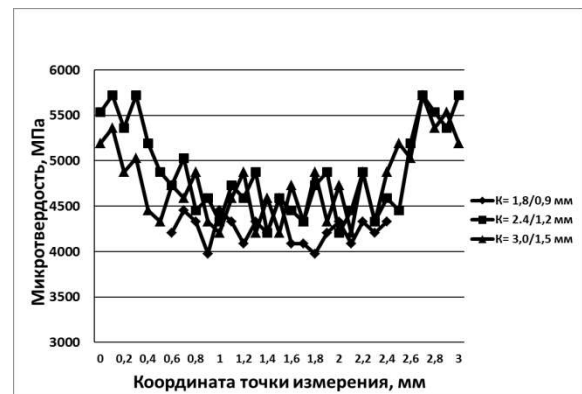


Рисунок 4- Распределение микротвердости в продольном направлении параллельно основе в однослойных мультимодальных покрытиях

Из рис. 3 видно, что на границе основы и покрытия происходит резкий рост микротвердости, что говорит о том, что, несмотря на металлургическую связь основы и покрытия, переходная зона между ними очень мала или вообще отсутствует. В дальнейшем в валиках из сплава ПГ-12Н-01 (валики 1 и 3 на рис. 3) величина микротвердости находится примерно на одном уровне по всей глубине покрытия (5500 МПа), что свидетельствует о хорошем перемешивании материала в ванне расплава и о равномерном прогреве материала валика. Несколько иная картина наблюдается при замере микротвердости по оси валика бронзы ПГ-19М-01. На границе основы и покрытия, как и в валиках из сплава ПГ-12Н-01, наблюдается (валик 3 на рис. 3) резкий рост микротвердости, что также свидетельствует о малой величине переходной зоны. До расстояния от основы 0,25 мм средняя величина микротвердости в валике 2 составляет 5500 МПа. В данном случае мы имеем дело с подслоем из сплава ПГ-12Н-01, образовавшимся при наплавке валиков 1 и 3. В дальнейшем микротвердость снижается примерно на 1000 МПа и остается на этом уровне (4500 МПа) на всей глубине покрытия, то есть при наплавке валика бронзы ПГ-19М-01 также происходит равномерный разогрев и хорошее перемешивание материала в ванне расплава.

Характерные результаты измерения микротвердости в продольном направлении вдоль поперечного сечения слоя параллельно основе представлены на рис. 4. Координата начальной точки измерения соответствовала примерно середине левого

валика из сплава ПГ-12Н-01 (валик 1 на рис. 3), а координата конечной точки измерения – примерно середине правого валика из сплава ПГ-12Н-01 (валик 3 на рис. 3), координата измерения 1,5 мм соответствовала примерно середине валика из бронзы ПГ-19М-01. Из рис. 4 хорошо видно, что при шагах наплавки одноименных/разноименных валиков $K1/K2$ 2,4/1,2 мм и 3,0/1,5 мм в продольном направлении покрытия наблюдается периодичность изменения микротвердости. Вначале, когда измерения выполняются в валике из сплава ПГ-12Н-01, средняя микротвердость покрытия находится на уровне 5500 МПа, затем, когда измерения проводятся в валике бронзы ПГ-19М-01, наблюдается снижение средней микротвердости до 4500 МПа, и наконец, когда измерения снова проводятся в валике из сплава ПГ-12Н-01, средняя микротвердость покрытия опять поднимается до 5500 МПа. Такие периодические изменения микротвердости происходят вдоль всего поперечного сечения однослойного мультимодального покрытия из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01. В плане сверху такое покрытие представляет собой полосчатую композицию, в которой чередуются полосы сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01.

Таким образом, при помощи лазерной наплавки существует возможность создавать мультимодальные полосчатые покрытия, состоящие из полос разнородных материалов и при этом добиваться периодичности изменения микротвердости покрытий как в поперечном сечении покрытий, так и в плане сверху. При этом, варьируя соотношение шагов наплавки одноименных и разноименных материалов $K1$ и $K2$, можно добиваться разной периодичности изменения этой характеристики покрытий.

Исследования, проведенные в рамках данной работы, позволяют понять механизм формирования мультимодальных покрытий из разнородных материалов методом лазерной наплавки. Показана возможность получения периодичности изменения микротвердости как в поперечном сечении мультимодальных покрытий, так и в плане сверху. Полученные результаты позволяют сделать предположение о периодичности изменения и других физико-механических свойств таких покрытий. Кроме того, можно с достаточной степенью уверенности утверждать, что существует реальная возможность регулирования физико-механических и эксплуатационных свойств, в том числе износостойкости и коэффициента трения в мультимодальных покрытиях, получаемых методом лазерной наплавки.

Литература

1. Ratajski, J. Mechanical properties of antiwear Cr/CrN multimodule coatings/ J. Ratajski, A. Gilewicz, P. Bartosik, L. Szparaga// Archives of Materials Science and Engineering. – 2015. – V. 75. - I. 2. – P. 35-45.
2. Gilewicz, A. The properties of multi-module and gradient coatings base on CrN/CrCN deposited on nitride 4140 steel/ A.Gilewicz, R. Olik, L. Szpraga, J. Ratajski// Problemy Eksploatacji – Maintenance Problems. – 2014. – I. 3. – P. 27-43.
3. R. Vilar. Laser cladding. Journal of laser applications, vol. 11:64 – 79, 1999.
4. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок/ Под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – 664 с.
5. Шишковский, И.В. Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий/И.В. Шишковский. – М.: Физматлит, 2009. – 424 с.

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ
ТЕМПЕРАТУРНО-ВЛАЖНОСТНЫХ УСЛОВИЙ
ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
ОБРАЗЦОВ ИЗ УГЛЕПЛАСТИКА**

Ершова А.Ю., Мартиросов М.И.

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования «Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет)»,
г. Москва, Россия, Yershova_a@mail.ru*

Элементы конструкций современной авиационной техники (АТ) из полимерных композиционных материалов (ПКМ) в процессе эксплуатации подвергаются воздействию внешних нагрузок статического и динамического характера, окружающей среды (температура, влажность, удары молний, град, ультрафиолетовое облучение), а также авиационного топлива, гидравлических жидкостей, смазочных масел, противообледенительных и моющих средств и ряда других факторов. Эти факторы могут привести к снижению механических характеристик ПКМ.

Основными климатическими факторами, влияющими на прочность элементов конструкций, выполненных из ПКМ, являются изменяющиеся во времени температурно-влажностные условия окружающей среды. Известно, что ПКМ обладают способностью абсорбировать влагу из окружающей среды. Диффузия влаги в ПКМ вызывает набухание и действует на матрицу как пластификатор (размягчитель). Следствием этого является снижение температуры стеклования матрицы, что отрицательно влияет на прочностные характеристики материала.

При разработке элементов конструкций АТ с использованием ПКМ в настоящее время у нас в стране и за рубежом проводятся обязательные испытания таких материалов при следующих температурно-влажностных режимах:

- RTD (Room Temperature Dry) – испытания ПКМ при комнатной температуре $+23^{\circ}\text{C}$ и влажности – в состоянии поставки образцов (это состояние, в котором находятся образцы сразу после изготовления, содержание влаги в них не превышает 10% от максимального влагонасыщения при относительной влажности 85%);
- STD (Cold Temperature Dry) – испытания ПКМ при отрицательной температуре -55°C и влажности – в состоянии поставки образцов;
- ETD (Evaluated Temperature Dry) – испытания ПКМ при повышенной температуре $+80^{\circ}\text{C}$ и влажности – в состоянии поставки образцов;
- ETW (Evaluated Temperature Wet) – испытания влагонасыщенных образцов из ПКМ при повышенной температуре $+80^{\circ}\text{C}$ (влажность равновесная при выдержке в условиях влажности 85% и температуре $+80^{\circ}\text{C}$).

При доказательстве прочности создаваемой АТ должны обязательно учитываться воздействия окружающей среды на механические свойства ПКМ при длительной эксплуатации.

В работе проводятся климатико-прочностные испытания элементарных образцов из углепластика с типовой укладкой монослоев $+45^{\circ} / -45^{\circ} / 0^{\circ} / 90^{\circ} / 0^{\circ} / -45^{\circ} / +45^{\circ}$ (всего 7 монослоев). Исследуются режимы RTD, ETD и ETW. Проводится их сравнение по прочностным характеристикам.

На основе препрега HexPly M21/40%/285T2/AS4C-6K (паспортная толщина монослоя $\sim 0,285$ мм) производства американской фирмы Hexcel Composites

(углеродная ткань 285T2/AS4C саржевого переплетения на основе углеродного высокомодульного волокна HexTow AS4C 6K GP, пропитанная эпоксидным связующим M21 по технологии Hot Melt) была изготовлена плоская монолитная углепластиковая панель по автоклавной технологии (толщина пакета ~2 мм). Применительно к АТ такой препрег может быть использован для производства сильнонагруженных деталей конструкционного назначения: панелей, лонжеронов и нервюр центроплана; панелей и лонжеронов консоли крыла; обшивок и лонжеронов стабилизатора и киля; нервюр консоли крыла, стабилизатора и киля; балок пола и других элементов.

Для изготовления панели использовался автоклав фирмы MASCHINENBAU Scholz GmbH & Co.KG (Германия). Далее из углепластиковой панели вырезались стандартные гладкие образцы в продольном (направление вырезки 0°) и в поперечном (направление вырезки 90°) направлениях. Все образцы были подвергнуты неразрушающему контролю. Использовался дефектоскоп ультразвуковой Erosch 1000i фирмы Olimpus (США) и преобразователи этой же фирмы. Кроме проверки на отсутствие внутренних дефектов контроль качества изготовленных образцов проводился на точность их геометрических размеров и отсутствие внешних дефектов.

Разработана программа испытаний исследуемых образцов, которая включала следующие эксперименты:

- растяжение в режиме RTD,
- сжатие в режиме RTD,
- нагрев + растяжение в режиме ETD,
- нагрев + сжатие в режиме ETD,
- влагонасыщение + нагрев + растяжение в режиме ETW,
- влагонасыщение + нагрев + сжатие в режиме ETW.

Эксперименты проводились на электромеханической испытательной машине INSTRON фирмы Instron Engineering Corporation (Великобритания) по российским стандартам.

Управление машиной осуществлялось посредством программного обеспечения INSTRON Bluehill, с помощью которого проводилось задание параметров испытания, управление системой, сбор и анализ данных, полученных в ходе работ. Нагружение образцов проводилось с постоянной скоростью 1МПа/с. Испытание прекращалось при достижении разрушения образца. Получены диаграммы деформирования в осях P - Δl и σ - ε . Исследовался характер разрушения образцов.

Нагрев до заданной температуры проводился с помощью специально разработанного устройства, для контроля температуры применялись термопары. Термопары обладают определенными преимуществами перед другими контактными датчиками: имеют простую и надежную конструкцию, не требуют внешних источников питания, могут использоваться в широком диапазоне температур, недороги.

Влагонасыщение образцов проходило в климатической камере TH-TG-1500 производства фирмы Lab Companion (Южная Корея) в соответствии с ГОСТ 12423-2013 и контролировалось на образцах-спутниках. Образцы-спутники помещались в климатическую камеру вместе с образцами, предназначенными для механических испытаний, и служили для оценки количества поглощенной влаги. Наиболее интенсивное влагопоглощение наблюдалось в первые дни экспонирования. Далее этот процесс протекал с убывающей скоростью и обладал свойством насыщения. Считалось, что равновесное насыщение достигнуто, когда три последовательных взвешивания на электронных весах с интервалом 3 суток дают среднее значение изменения массы поглощенной влаги в образце-спутнике менее 1% от предыдущего значения. Содержание влаги определялось по приращению массы образцов

относительно их исходного состояния. Построена кривая влагонасыщения. Проведен теоретический расчет диффузии влаги по закону Фика с учетом переменности коэффициента диффузии в соответствии с зависимостью Аррениуса. Время влагонасыщения образцов составило 75 суток, максимальное влагосодержание 0,9%.

Для количественного учета влияния влагонасыщения и температурного нагрева на характеристики статической прочности исследуемых образцов вводятся редуцированные коэффициенты K_{BT} и K_T , которые характеризуют изменение расчетных характеристик материала по сравнению с обычными лабораторными условиями. В работе определяются коэффициенты влияния климатических воздействий при статических испытаниях образцов на растяжение (K_{T+} и K_{BT+}) и сжатие (K_{T-} и K_{BT-}) для сравнения режимов RTD, ETD и ETW. Исследуется влияние угла вырезки (0° и 90°) на прочность образцов при растяжении и сжатии.

Проведена статистическая обработка числовых данных экспериментов. Для каждой характеристики, полученной при испытании (разрушающая нагрузка, предел прочности и др.) рассчитаны среднее значение, стандартное отклонение и коэффициент вариации. Демонстрируются образцы до и после испытаний.

Формулируются практические выводы и рекомендации по результатам проведенных в работе исследований.

Ниже приводятся ссылки на некоторые публикации авторов, которые посвящены этой тематике.

Литература

1. Мартиросов М.И., Ершова А.Ю. Деформирование и разрушение элементов авиационных конструкций из полимерных композитов с углеродным наполнителем // Тезисы докладов XXVI Международной конференции «Математическое и компьютерное моделирование в механике деформируемых сред и конструкций». Санкт-Петербург, СПбГУ, 2015 г. С. 216-217.
2. Ершова А.Ю., Мартиросов М.И. Экспериментальное изучение влияния температурно-влажностных условий окружающей среды на механические свойства полимерных композитов // Материалы XI Международной конференции по неравновесным процессам в соплах и струях. М., МАИ, 2016 г. С. 513-514.
3. Ершова А.Ю., Мартиросов М.И. Экспериментально-теоретические исследования прочностных характеристик образцов из углепластика после влагонасыщения // Материалы XXIII Международного симпозиума «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред» им. А.Г. Горшкова. Том 1. М., МАИ, 2017 г. С. 82-85.
4. Ершова А.Ю., Мартиросов М.И. Исследование влияния влагонасыщения на механические характеристики углепластика, изготовленного на основе препреговой технологии // Сборник материалов и конкурсных докладов LIX Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». Тольятти, ТГУ, 2017 г. С. 144-145.
5. Ершова А.Ю., Мартиросов М.И. Влияние скорости нагружения образцов из углепластика на результаты механических испытаний при растяжении-сжатии // Тезисы докладов VI Международного научного семинара «Динамическое деформирование и контактное взаимодействие тонкостенных конструкций при воздействии полей различной физической природы». М., МАИ, 2017 г. С. 51-52.

ADI -THE MATERIAL REVOLUTION AND ITS APPLICATIONS AT CMRDI

Adel Nofal

Cairo, Egypt

In the last three decades, the revolutionary material; the austempered ductile iron (ADI) with its unique combination of mechanical properties, has been offering the design engineer alternatives to conventional material/process combinations. The excellent properties of this material have opened new horizons for cast iron to replace steel castings and forgings in many engineering applications with considerable cost benefits. Moreover, the sustained efforts worldwide of the automotive industry to use lightweight materials have eroded the market for the heavier iron castings. Currently, ADI with its super strength can successfully compete with the lightweight alloys, a point which has yet to be fully understood by many design engineers.

This review is an attempt to compile the results of the worldwide explosion of research and development that followed the announcement of the first production of this material, meanwhile, reference is made to the work carried out at Central Metallurgical R&D Institute (CMRDI) over the past decade. It is not intended to provide an in-depth investigation of any specific technique, but to present a macro-analysis of the current state of metallurgy, processing and applications of ADI.

Better understanding of the strengthening mechanisms of ADI has led to the development of new techniques that contribute to enhance strength and toughness of the alloy, some examples will be discussed in details such as:-

- Ausformed ADI; where mechanical processing component was added to the conventional heat treatment as a driving force to accelerate the rate of stage I austempering.
- Squeeze cast ADI; where superior quality ADI castings were produced through squeeze casting of molten iron in a permanent mold, followed by in-situ heat treatment of the hot knocked-out castings in the austenite range followed by normal austempering in a salt bath.
- Two step austempering to achieve finer ausferrite at higher undercooling during austempering treatment followed by austempering at higher temperature where higher austenitic carbon is promoted due to the enhanced diffusion rate of carbon into austenite.
- A recently published patent shows that the combination of a very high yield strength, fatigue strength and fracture toughness, that cannot be achieved in structural materials could be obtained in nano-structured ADI. The exceptional combination of mechanical and physical obtained is comparable to Maraging Steel without excessive alloying and costly processing.

The excellent abrasion resistance of ADI could still be remarkably increased through the development of:

- Carbide ADI-ductile iron containing carbides subsequently austempered to form ausferritic matrix with an engineered amounts of carbides. Methods used to introduce carbides in the microstructure of A include alloying with carbide stabilizers, higher cooling rate during solidification, using ductile iron with lower CE as well as surface chilling. Carbides may also be mechanically introduced, where crushed $M_x C_y$ carbides are strategically placed in the mold cavity at desired locations.
- Bainitic/martensitic (B/M) ADI containing less expensive alloying elements such as Si and Mn in the range of 2.5 - 3.0%.
- Selective surface treatment, where parts of the casting subjected to excessive wear may be locally hardened, either by induction heating and then austempered or by surface laser processing.

The review analyses the key features of important processing techniques of ADI such as:

- Cold rolling, where as thin as 3 mm sheets have been successfully produced at CMRDI with enhanced strength and hardness properties.
- Welding, whether used as repair welding for the parent ductile iron castings before austempering or to weld already austempered parts to each other or to other materials such as steel and ductile iron.
- Some of the machining difficulties, that appeared with the first use of ADI as engineering material still persist today, which are mainly related to the work hardening and deformation induced martensitic formation from retained austenite. Recent work at CMRDI clearly indicates that cutting force during machining of ADI is closely related to martensitic transformation, which in turn, is a function of cutting depth and speed of cutting.
- A novel development of ADI is the intercritically austempered ductile iron; an exciting engineering material with a favorable combination of good strength and ductility, excellent fatigue strength and good machinability resulting from a microstructure containing colonies of proeutectoid ferrite together with isolated islands of austenite. In contrast to the conventionally austempered ADI, where the austempering temperature and time play the dominant role in determining the material properties, the austenitizing time and temperature strongly affect the mechanical properties since this determines the α & γ ratio and how much carbon and alloying elements are put into solid solution in γ before quenching to the austempering temperature.
- The performance of different ADI types under very high strain rate dynamic deformation were jointly assessed by CMRDI and Fraunhofer Institute in Germany using a servo hydraulic testing machine at crash-like strain rate of 50 sec⁻¹. Higher deformations are recommended for suspensions parts, such as automotive steering knuckles, in particular for legal reasons in context of accidents. Different ADI grades proved to be candidate materials for steering knuckles production.

Different applications of ADI cover automotive e.g. gears, crankshafts, connecting rods, camshafts transmission as well as suspension components and steering knuckles as well as earthmoving, defense and agricultural consumables such as plough blades. Case studies will be shown with emphasis on the experience of CMRDI in production of gears of different types and agricultural parts in its experimental foundry. ADI and steel properties related to gear performance will be compared such as structural integrity, abrasion resistance, bending fatigue, teeth conformation, noise and vibration reduction, manufacturing cost, weight reduction and gear power loss, the comparison seems to be in favor of ADI. The CMRDI experience with the use of ADI in agricultural applications will be discussed. Production of thin wall ADI components may offer potentials for new applications. Thin wall ADI castings are capable to build complex thin wall parts of high strength.

О МЕХАНИЗМЕ УСКОРЕНИЯ ДИФфуЗИОННОГО МАССОПЕРЕНОСА ЛЕГИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Клубович В.В., Кулак М.М., Хина Б.Б.

*Белорусский национальный технический университет, г. Минск
Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, mtk_vit@mail.ru
Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, khina@tut.by*

Явление существенного ускорения диффузии в твердых металлах под действием периодической пластической деформации (ППД) было обнаружено при различных режимах нагружения в широком интервале температур [1-4], а также при ультразвуковой обработке [5]. При этом эффективный, т.е. кажущийся коэффициент диффузии атомов примеси возрастает на несколько порядков и в ряде случаев приближается к значению, характерному для твердых металлов вблизи температуры плавления. Периодическая пластическая деформация, которая сопровождается ускоренным диффузионным массопереносом и приводит к образованию метастабильных фаз (пересыщенных твердых растворов, квазикристаллических и аморфных фаз) и структур (нанокристаллических зерен), наблюдается при механическом легировании (МЛ) металлических порошков [6]. При МЛ, которое осуществляют в атриторах, вибрационных и планетарных мельницах и других устройствах, деформация частиц происходит при соударениях типа “шар-частица-шар” или “шар-частица-стенка” во время работы устройства.

В работе [7] установлено, что наблюдается существенное ускорение диффузии и формирование наноструктурированного приповерхностного слоя при шариковой обкатке меди, алюминия с предварительно нанесенным металлическим и неметаллическим покрытием. Шариковая обкатка является эффективным, технологичным и экономичным способом создания регуляризованных наноструктур посредством интенсивного деформирования, и за счет присущих этому способу сильно локализованных деформаций можно избежать хрупкого разрушения, создавая при этом в приповерхностном слое интересные для исследований и практических применений наноструктуры.

Следует отметить, что физико-химический механизм ускоренной диффузии в условиях интенсивной ППД до сих пор недостаточно исследован. Роль диффузионного массопереноса при ППД (в частности, применительно к процессам МЛ) не так давно была предметом острой дискуссии в литературе. Так, в работе [8] на качественном уровне описаны физические факторы, которые способствуют ускорению твердофазной диффузии (например, генерация неравновесных дефектов), но не приведено никаких численных расчетов или оценок. В статье [9] с использованием простых оценок, основанных на классической теории диффузии (которая отнюдь не учитывает физические факторы, действующие в условиях ППД), сделан прямо противоположный вывод о незначительной или даже негативной роли диффузии в формировании твердых растворов или интерметаллических фаз при ППД. В немногочисленных теоретических работах моделировали только диффузию по дислокациям в условиях МЛ [10], либо изменение геометрии диффузионной пары за счет деформации с использованием обычного уравнения диффузии (закона Фика) [11] без учета роли деформационно-индуцированных дефектов. При этом качестве времени диффузионного массопереноса использовали длительность всего процесса МЛ (от 1 ч [10] до 50 ч [11]) без учета того факта, что при МЛ время деформационного воздействия существенно меньше длительности пауз между ударами. В работе [11] при расчетах для всего времени МЛ принимали значения коэффициентов объемной диффузии при повышенной температуре, которую произвольно варьировали (в интервале 505-560 К для системы Cu-Zn и до 825 К для Cu-Ni) для достижения согласования с экспериментальными данными по степени легирования. Это мотивировали разогревом порошковых частиц при соударениях [11], хотя известно, что после кратковременного удара температура быстро падает до исходной [12] за счет высокой теплопроводности металлов. Отметим также, что характеристики механического соударения при МЛ в

вибрационной мельнице типа SPEX (время удара, степень ε и скорость пластической деформации $\bar{\varepsilon}=d\varepsilon/dt$) для разных металлов были оценены на основе теории Герцевского удара [13, 14]; показано, что для Al, Fe и Ni скорость деформации $\bar{\varepsilon}$ при ударах во время МЛ весьма велика – до 10^3 - 10^4 с⁻¹, а температура кратковременного локального разогрева во время удара за счет диссипации энергии деформации) мала – всего несколько десятков градусов.

Как отмечалось ранее [15], подобная ситуация обусловлена недостаточной изученностью указанного процесса в теоретическом аспекте на фоне большого объема накопленных экспериментальных результатов по МЛ [6].

В литературе для качественного объяснения ускоренной диффузии легирующих примесей при ППД некоторое распространение получила точка зрения, что скользящие дислокации переносят (увлекают) захваченные ими атомы примеси. В самом деле, известно, что в металлах существует энергия связи между дислокацией (в основном краевой) и атомами примеси, которая составляет $E_b = 0.2$ - 0.5 эВ для атомов внедрения и $E_b = 0.05$ - 0.1 эВ для атомов замещения. Наличие E_b обусловлено локальным упругим взаимодействием: атом примеси (особенно атом внедрения – азот, углерод) искажает вокруг себя решетку. То же относится к краевой дислокации; с ней связан так называемый свободный объем. Поэтому примеси, особенно атому внедрения, с точки зрения минимизации локальной упругой энергии “выгодно” находиться в ядре дислокации. Именно с этим фактором связано твердорастворное упрочнение сплавов: скользящая дислокация взаимодействует с примесными атомами, находящимися в плоскости ее скольжения, возникает сила пиннинга, которая закрепляет дислокацию на этом атоме и заставляет участки дислокации выгибаться под действием сдвигающего напряжения, действующего в плоскости скольжения. При увеличении последнего (т.е. увеличении внешнего напряжения) происходит депиннинг – отрыв дислокации от примесных атомов, ее смещению к следующим атомам, и т.д.

В ряде случаев (низколегированные стали, сплавы Al-Mg) действительно наблюдается увлечение атомов примеси из-за наличия E_b при пластической деформации – это эффект Портевена - Ле-Шателье, т.е. наличие зубцов на кривой пластического течения. Условия реализации этого эффекта: 1) повышенная температура (100-300 °С) и 2) малая скорость деформации (обычно соответствующая стандартному тесту на растяжение). На самом деле механизм этого эффекта таков: когда скользящая дислокация отрывается от примесных атомов, последние совершают диффузионный скачок в локальном поле напряжений, поскольку для скачка в сторону дислокации энергия активации на величину E_b ниже, чем в противоположном направлении. В результате примесные атомы успевают догнать свою дислокацию и опять тормозят ее движение, и т.д. Однако вышеуказанные условия, прежде всего малая скорость скольжения дислокаций, далеко не всегда выполняются при ППД. Кроме того, в обычных микрокристаллических металлах (с размером зерен ~1-100 мкм) в общем случае скользящая краевая дислокация не может преодолеть границу зерен, поскольку она не может поменять свою плоскость скольжения. Передача пластической деформации между зернами осуществляется по механизму Котрелла, который включает 1) образования плоского скопления дислокаций (pile-up) в данном зерне у границы и возникновения поля напряжений, 2) блокировка полем напряжений источника дислокаций в данном зерне и инициирование источников дислокаций в соседнем зерне и 3) смещение в виде уступов границы зерен – т.е. согласованная пластическая деформация соседних зерен.

Из вышеизложенного следует, что в случае, когда имеется контакт двух разнородных металлов или металла со слоем неметалла, увлечение скользящими дислокациями атомов примеси при ППД в микрокристаллических металлах возможно только в пределах одного зерна. Эффект Портевена - Ле-Шателье имеет место в сплаве потому, что атомы примеси изначально находятся во всем объеме, т.е. во всех зернах.

Если при ППД в металле формируется наноструктура (вероятнее всего, из-за генерации большого количества дислокаций и протекания динамического возврата –

выстраивания их в дислокационные стенки из-за взаимодействия локальных упругих полей, формирования малоугловых границ ячеек (блоков), которые могут преобразоваться в высокоугловые границы нанозерен), то ситуация меняется. Если размер зерна меньше, чем минимальный диаметр дислокационной петли, необходимой для источников Франка-Рида (5-10 нм), то последние не могут работать в таком зерне. Тогда источниками и стоками дислокаций при пластической деформации становятся границы зерен. Но это вовсе не означает, что скользящая через зерно дислокация может пересечь границу. Подойдя к границе, она внедряется в нее и происходит так называемая делокализация ее ядра – превращение внутризеренной дислокации в зернограничную. Локальная энергия границы и ее свободный объем возрастают, и граница испускает дислокацию в соседнее зерно (это будет уже другая дислокация).

Если предположить, что в данном зерне имеет место увлечение атомов примеси скользящими дислокациями, то тогда атомы примеси будут накапливаться в границах нанозерен, и далее они будут увлекаться в соседнее зерно этими новыми дислокациями (но только в случае, если скорость их скольжения достаточно мала – т.е. соответствует условию реализации вышеописанного механизма эффекта Портевена - Ле-Шателье). Но при развитой сетке границ нанозерен диффузия атомов примеси будет протекать преимущественно по границам зерен, так что экспериментально разделить роль двух эффектов (накопление атомов в границе из-за их увлечения скользящими дислокациями в зернах и из-за обычной зернограничной диффузии) – весьма затруднительно. Кроме того, при высокой плотности дислокаций существенный вклад в общий диффузионный поток атомов может вносить диффузия вдоль дислокаций.

Ранее была разработана теория неравновесной ускоренной диффузии при интенсивной ППД применительно к МЛ для атомов замещения, которые в обычных условиях диффундируют по вакансионному механизму [16,17]. В ней учитывается генерация при ППД большого количества неравновесных вакансий при так называемом протаскивании ступенек скользящими винтовыми дислокациями (механизм Хирша-Мотта [18]), повышение локального коэффициента диффузии атомов замещения из-за наличия неравновесных вакансий, диффузия неравновесных точечных дефектов разного сорта (вакансий и собственных межузельных атомов), их рекомбинация и осаждение на краевых участках дислокационных петель, а также влияние диффузионного потока вакансий на поток легирующих атомов из-за наличия недиагональных членов в матрице коэффициентов диффузии. Как показали расчеты, последний фактор (так называемый обратный эффект Киркендалла) играет наиболее важную роль в ускорении диффузии атомов замещения – существенно большую, нежели простое повышение собственного коэффициента диффузии атомов примеси из-за неравновесной концентрации вакансий.

В рассматриваемом процессе (обкатка роликом поверхности металлической детали с покрытием) ускорение диффузии может быть обусловлено совокупным действием описанных выше механизмов. При этом для примеси замещения важную роль может играть возникновение при ППД локальных потоков неравновесных вакансий.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Белорусского фонда фундаментальных исследований № Т16Р-190.

Список литературы:

1. Аномальное ускорение диффузии при импульсном нагружении металлов / Л.Н.Лариков, В.М.Фальченко, В.Ф.Мазанко, С.М.Гуревич и др. // Доклады АН СССР. - 1975. – Т.221, № 5. – С. 1073-1075.
2. Герцрикен Д.С., Мазанко В.Ф., Фальченко В.М. Некоторые закономерности миграции атомов в условиях скоростной пластической деформации // Металлофизика. - 1983. – Т.5, № 4. – С.74-90.
3. Влияние дефектов кристаллической структуры на подвижность атомов в металлах при ударном сжатии / В.В.Арсенюк, Д.С.Герцрикен, В.Ф.Мазанко, В.М.Тышкевич и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2001. – Т. 23, № 7. – С.927-937.
4. Особенности распределения атомов в металлах при импульсном воздействии / В.В.Арсенюк, Д.С.Герцрикен, В.Ф.Мазанко, В.М.Тышкевич и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2001. – Т. 23, № 9. – С.1203-1212.
5. Кулемин А.В. Ультразвук и диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978.
6. Suryanarayana С. Mechanical alloying and milling // Progress in Materials Science. – 2001. – V. 46, № 1-2. – P. 1-184.
7. Классен Н.В., Кобелев Н.П., Мышляев М.М., Клубович В.В. , Кулак М.М., Хина Б.Б. Особенности структуры и свойств металлов, деформируемых обкаткой шариком / Международный симпозиум “Перспективные материалы и технологии”, 22–26 мая 2017 года, Витебск, Беларусь: материалы симпозиума: в 2 ч. / Витебск: УО “ВГТУ”, 2017. – Ч.2. 190-192.
8. Фарбер В.М. Вклад диффузионных процессов в структурообразование при интенсивной холодной пластической деформации металлов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 8. – С. 3-9.
9. Штремель М.А. Об участии диффузии в процессах механического легирования // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 8. – С. 10-12.
10. Rabkin E., Estrin Y. Pipe diffusion along curved dislocations: an application to mechanical alloying // Scripta Materialia. – 1998. – V. 39, № 12. – P. 1731-1736.
11. Mathematical modelling of the mechanical alloying kinetics / Т.К.Mahapatra, D.Das, I.Manna, S.K.Pabi // Acta Materialia. – 1998. – V. 46, № 10. – P. 3501-3510.
12. Benjamin J.S. Fundamentals of mechanical alloying // Materials Science Forum. – 1992. – V. 88-90. – P. 1-18.
13. Maurice D.R., Courtney T.H. The physics of mechanical alloying: a first report // Metallurgical Transactions A. – 1990. – V. 21A, № 2. – P. 289-303.
14. Courtney T.H. Modeling of mechanical milling and mechanical alloying // Reviews in Particulate Materials. – 1994. – V. 2. – P. 63-116.
15. Khina B.B., Froes F.H. Modeling mechanical alloying: advances and challenges // Journal of Metals (JOM). – 1996. – V. 48, № 7. – P. 36-38.
16. B.B.Khina, I.Solpan, G.F.Lovshenko. Modelling accelerated solid-state diffusion under the action of intensive plastic deformation // Journal of Materials Science. – 2004. – V. 39, № 16-17. – P. 5135-5138.
17. Б.Б.Хина, Г.Ф.Ловшенко, В.М.Константинов, Б.Форманек. Математическая модель твердофазной диффузии при периодической пластической деформации // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. Т. 27, № 5. – С.609-623.
18. Набарро Ф.Р.Н., Базинский З.С., Холт Д.Б. Пластичность чистых монокристаллов. – М.: Металлургия, 1967.

ТЕОРИЯ И МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины,
Киев, Украина, milman@ipms.kiev.ua

Твердость по Мейеру $HM=P/S$ (где P – нагрузка на индентор, S – площадь проекции отпечатка твердости на исходную поверхность образца) имеет четкий физический смысл среднего контактного давления. Использование этой величины при измерении твердости пирамидальными или коническими инденторами позволило в последние годы разработать теорию и методику определения предела текучести и пластичности материалов.

В настоящем докладе дано краткое описание теоретических работ, посвященных этой проблеме и описаны достаточно простые методики определения предела текучести и пластичности материалов методом микро- и наноиндентирования.

Определение предела текучести материалов. Соотношение между пределом текучести σ_s и твердостью HM разработаны в ряде ядерных моделей индентирования [1-4 и др.]. Наиболее достоверной авторы считают модель Джонсона [1], особенно в ее усовершенствованном варианте [3,4].

Схема ядерной модели индентирования в соответствии с [4] приведена на рис. 1.

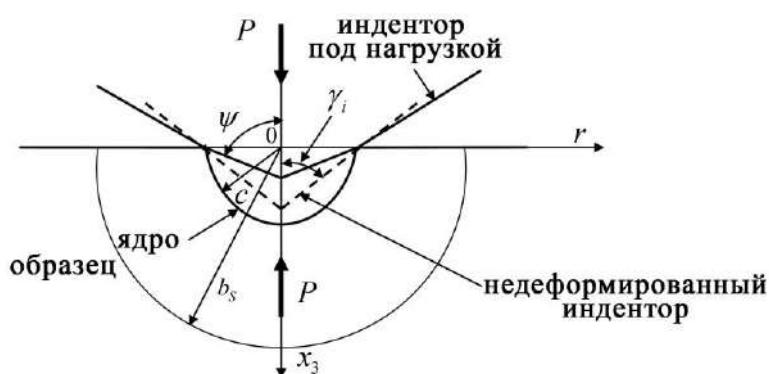


Рисунок 1- Схема взаимодействия индентора и образца под нагрузкой P в сферической системе координат $Or\theta\varphi$,
 $HM = P/(\pi c^2)$ [4].

В [4] для определения предела текучести σ_s получена система трех трансцендентных уравнений с тремя неизвестными z , σ_s и x :

$$\begin{cases} z = \operatorname{ctg} \gamma_i - \frac{2HM \cdot (1 - \nu_i^2)}{E_i}, & (1a) \end{cases}$$

$$\begin{cases} (1 - \theta \sigma_s) \cdot (x^3 - \alpha) = \frac{\beta}{\sigma_s} z, & (1b) \end{cases}$$

$$\begin{cases} \left(\frac{2}{3} + 2 \ln x \right) - \frac{HM}{\sigma_s} = 0. & (1c) \end{cases}$$

При этом использованы обозначения: $\alpha = \frac{2(1-2\nu)}{3(1-\nu)}$; $\beta = \frac{E}{6(1-\nu)}$; $\theta = \frac{2(1-2\nu)}{E}$;

E , ν и E_i , ν_i – модули Юнга и коэффициенты Пуассона образца и индентора соответственно; x – соотношение радиуса зоны упруго-пластической деформации под индентором b_s и радиуса отпечатка твердости c , $2\gamma_i$ – угол при вершине конического индентора.

Решение этой системы позволяет найти предел текучести σ_s , относительный радиус зоны упруго-пластической деформации x и параметр Тэйбора $C=HM/\sigma_s$.

В табл.1 показаны результаты для некоторых сплавов в соответствии с [4]. Видно, что параметр Тэйбора C – важная характеристика для расчета предела текучести, изменяется от 4,02 для пластичного алюминия до 1 для хрупких при стандартных механических испытаниях керамических материалов. Величина x при этом уменьшается от $x = 5,33$ до значений близких к 1.

Таблица 1- Механические характеристики материалов (HM , E , ν_s) и характеристики, рассчитанные по усовершенствованной ядерной модели индентирования (C , σ_s , δ_H , x)

Материалы	HM , ГПа	E , ГПа	C	σ_s , ГПа	δ_H	x
ГЦК металлы	Al	0,1728	71	4,02	0,043	0,99
	Cu	0,486	130	3,74	0,13	0,98
ОЦК металлы	Fe	1,512	211	3,02	0,50	0,95
	W (001)	4,32	420	2,73	1,58	0,92
ГПУ металлы	Ti	1,1124	120	2,93	0,38	0,95
	Mg	0,324	44,7	2,94	0,11	0,95
Интерметаллиды	$Al_{66}Mn_{11}Ti_{23}$	2,2032	168	2,42	0,91	0,87
	Al_3Ti	5,3352	156	1,67	3,19	0,76
АМС	$Fe_{40}Ni_{38}Mo_4B_{18}$	7,992	152	1,25	6,39	0,62
Квазикристалл	$Al_{70}Pd_{20}Mn_{10}$	7,56	200	1,55	4,88	0,71
Тугоплавкие материалы	WC (0001)	18,036	700	1,89	9,56	0,81
	NbC (100)	25,92	550	1,22	21,26	0,54
	ZrC (100)	23,76	410	1,06	22,48	0,46
Ковалентные кристаллы	Ge (111)	7,776	130	1,1	7,06	0,49
	Si (111)	11,34	160	0,96	11,84	0,42

Определение характеристики пластичности материалов. Характеристика пластичности материалов определяется при индентировании в соответствии с [5,6] как

$$\delta_H = \varepsilon_p / \varepsilon_t, \quad (2)$$

где ε_p и ε_t – соответственно пластическая и общая деформация на контактной площадке индентор – образец. Величина δ_H хорошо соответствует современному определению пластичности в отличие от удлинения до разрушения δ , определяемого при испытании на разрушение [5,6]. Значение δ_H может быть определено для материалов, хрупких при стандартных механических испытаниях, а также для покрытий и тонких слоев. В [5,6] показано, что для четырехгранного о индентора Виккерса δ_H может быть рассчитана по уравнению:

$$\delta_H = 1 - 14,3 \cdot \left(1 - \nu - 2\nu^2\right) \frac{HV}{E}. \quad (3)$$

Подобная δ_H характеристика пластичности может быть определена при инструментальном индентировании как

$$\delta_A = A_p / A_t, \quad (4)$$

где A_p и A_t соответственно пластическая и общая работы, затраченные на образование отпечатка твердости.

Используя выражения (1с) и (3), в [4] было найдено соотношение между δ_H и параметром Тэйбора C :

$$\delta_H = 1 - \frac{2,21zC \left(1 - \frac{2\nu^2}{1-\nu}\right)}{\exp(1,5C - 1) - \alpha}. \quad (5)$$

Как видно из рис.2 уравнение (5) хорошо описывает связь C и δ_H . При этом параметр Тэйбора C определяется пластичностью материалов и сам может быть использован как характеристика пластичности. Однофазные материалы имеют удовлетворительную пластичность при испытании на растяжение, если $C > 2,5$.

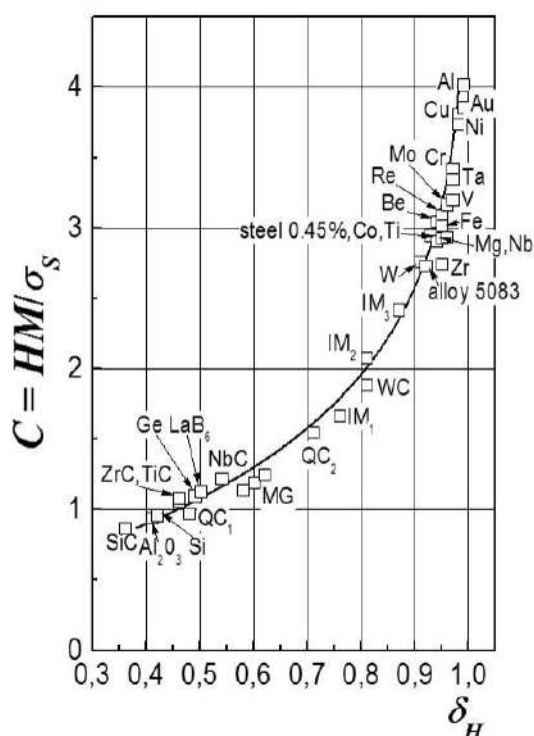


Рисунок 2 - Соотношение между параметром Тэйбора $C = HM/\sigma_s$ и характеристикой пластичности δ_H .

Кривая построена по уравнению (5) при $z = 0,38$ и $\nu = 0,27$ [4].

Упрощенная методика определения предела текучести и пластичности. Характеристику пластичности δ_H рассчитывают по (3). Параметр Тэйбора C находят по кривой на рис.2 и предел текучести рассчитывают как $\sigma_s = HM/C$. Возможность определения предела текучести и пластичности существенно увеличивает информативность результатов индентирования, и эта методика может широко использоваться в лабораторной практике.

Литература:

1. K.L. Johnson. Contact Mechanics. Cambridge: Cambridge University Press, 1985.
2. K.Tanaka. Elastic/plastic indentation hardness and indentation fracture toughness: the inclusion core model. J. Mater. Sci. 1987, vol.22, p.1501-1508.
3. Б.А.Галанов, Ю.В.Мильман, С.А.Ивахненко, Е.М.Супрун, С.И.Чугунова, А.А.Голубенко, В.Н.Ткач, П.М.Литвин, И.В.Воскобойник. Усовершенствованная ядерная модель индентирования и ее применение для измерения твердости алмаза. Сверхтвердые материалы. 2016, №5, с.3-24.
4. B.A.Galanov, Yu.V.Milman, S.I.Chugunova, I.V.Goncharova, I.V.Voskoboinik. Application of the Improved Inclusion Core Model of the Indentation Process for the Determination of Mechanical Properties of Materials. Crystals. 2017, vol.7, No.3, p.87-99; doi:10.3390/cryst7030087 www.mdpi.com/journal/crystals.
5. Yu.V. Milman, B.A. Galanov, S.I. Chugunova. Plasticity Characteristic Obtained through Hardness Measurement. Acta Met. Mater. 1993, v.41, No.9, p. 2523-2532.
6. Ю.В.Мильман, С.И.Чугунова, И.В.Гончарова. Пластичность, определяемая методом индентирования, и теоретическая пластичность материалов. Известия РАН. Серия физическая. 2009, т.73, №9, с. 1282-1289.

ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ И УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАТЕХНИКИ ИЗ СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И УЛУЧШЕНИЯ ИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

Юркевич С.Н.¹, Алифанов А.В.,² Люцкевич А.И.¹, Юркевич-Потоцкая К.С.¹

¹ОАО «558 Авиационный ремонтный завод»,

²ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси»

Введение

Детали из титановых сплавов широко применяются в авиационной технике. При сравнимой прочности они гораздо легче стальных деталей, однако уступают стальным деталям по износостойкости. С целью повышения износостойкости и поверхностной твердости авиационных деталей из титановых сплавов, проводится их хромирование или никелирование. Электроосаждение хрома на титановые сплавы сопряжено со значительными трудностями. Одной из них является невозможность нанесения хромового покрытия на детали с макробалльностью, по разным источникам, от 7 и более баллов (1) и 5 и более баллов (2). То же самое и с никелевым покрытием (3). В настоящее время приобретаемый (особенно на биржах) сортамент часто имеет макробалльность выше 6 баллов. Обнаруживается отклонение по макробалльности, как правило, лишь после отслоения покрытия, т.е. после проведения череды дорогостоящих и длительных операций. Поскольку структура формируется на стадии проката и отклонения по балльности являются следствием нарушения его режимов, то и исправлять структуру необходимо при той же или большей температуре, а это не менее 1300 °С. Печи с такой температурой есть не везде, и при исправлении структуры уходят размеры.

Детали из алюминиевых сплавов также широко используются в авиатехнике из-за своего малого веса. Прочность их уступает прочности стальных деталей и деталей из титановых сплавов. Детали из алюминиевых сплавов можно использовать и в качестве прессформ для производства резино-технических изделий, их изготовления обходится значительно дешевле изготовления стальных прессформ. Но алюминиевые прессформы недолговечны. Увеличение их твердости поверхности дало бы возможность применения алюминиевых прессформ в мелкосерийном производстве.

Методика проведения эксперимента. Обсуждение результатов.

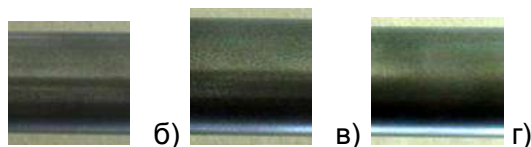
Исследования макро-микроструктуры проводились на образцах, подвергнутых магнитно-импульсной обработке поверхности:

- шток из титанового сплава ВТ6С (импульс – 6,1 кДж, число импульсов – 5, напряжение – 5,2 кВ);
- образцы титанового сплава с маркировками № 2 (контрольный, исходный), № 3 (3 имп. x 4 кДж), № 4 (3 имп. x 6 кДж), № 5 (3 имп. x 8 кДж);
- образец дюралюмина Д16 с маркировкой № 3 (5 имп., энергия импульса - 6,1 кВт);
- образцы титанового сплава ВТ6С с маркировкой № 2 с одной (3 имп., энергия импульса - 6,1 кВт), двумя (4 имп., энергия импульса - 6,1 кВт), тремя (6 имп., энергия импульса - 6,1 кВт) засечками.

Макроструктура штока из титанового сплава ВТ6С представлена на рисунке 1.



a)

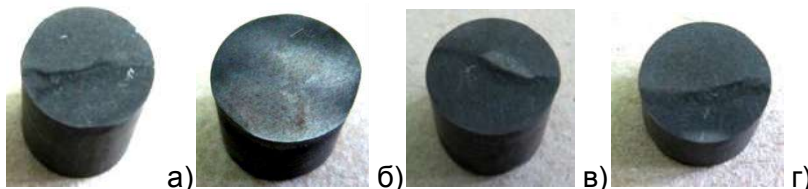


а) общий вид; б) промежуточная зона нагрева; в) основная зона нагрева;
г) на расстоянии 20 мм от заглушки
Рисунок 1 – Общий вид (а) и макроструктура (б-г) штока из титанового сплава ВТ6С после магнитно-импульсной обработки

На рисунке 1 видно, что макроструктура имеет различную балльность в зависимости от участка на поверхности штока:

- в промежуточной зоне нагрева - 10 балл;
- в основной зоне нагрева - 8-9 балл;
- на расстоянии 20 мм от заглушки - 6-7 балл.

Макроструктура титановых образцов с маркировками № 2, 3, 4, 5 представлена на рисунке 2.



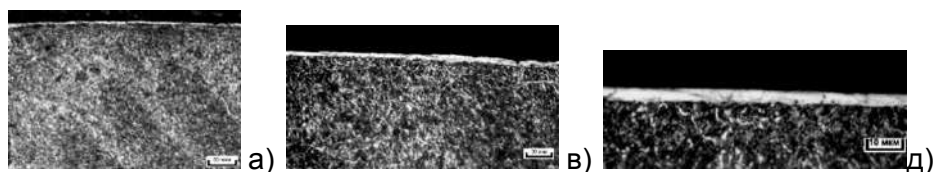
а) образец с маркировкой № 2; б) образец с маркировкой № 3;
в) образец с маркировкой № 4; г) образец с маркировкой № 5
Рисунок 2 – Макроструктура титановых образцов после магнитно-импульсной обработки

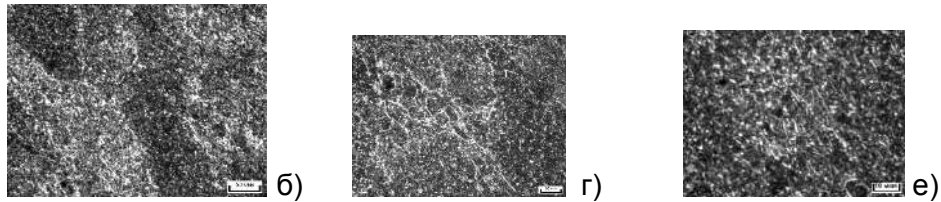
Определено, что балл макроструктуры составляет:

- образец с маркировкой № 2 (контрольный) – в сердцевине 7, 8 балл, у края поверхности 7, 8 балл;
- образец с маркировкой № 3 (импульс 4 кДж) - в сердцевине 7, 8 балл, у края поверхности 7, 8 балл;
- образец с маркировкой № 4 (импульс 6 кДж) - в сердцевине 7, 8 балл, у края поверхности 7, 8 балл;
- образец с маркировкой № 5 (импульс 8 кДж) - в сердцевине 7, 8 балл, у края поверхности 6 балл.

Т.к. оценка макроструктуры показала уменьшение балла зерна у края поверхности относительно сердцевины в образце № 5, на нем проводилось исследование микроструктуры с определением глубины воздействия магнитно-импульсной обработки. Исследование микроструктуры показало, что глубина измененного относительно сердцевины слоя у края поверхности составляет 1,5-2 мкм, возможно, это слой измененной структуры от воздействия ударной волны с микротвердостью 3000 -3100 МПа (рисунок 3).

Затем наблюдается зона с незначительно измельченной структурой толщиной 10-20 мкм с микротвердостью 3600-3800 МПа, микротвердость сердцевины составляет 3500 – 3700 МПа.

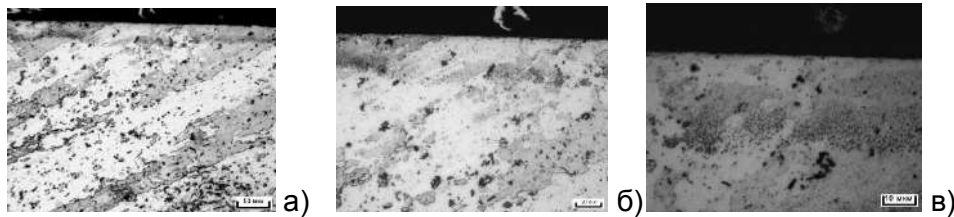




а, б) x100; в, г) x200; д, е) x500

Рисунок 3 – Микроструктура образца титанового сплава с маркировкой №5 после магнитно-импульсной обработки у края поверхности (а, в, д) и сердцевине (б, г, е)

Толщина измененного слоя у края поверхности на образце дюралюмина Д16 с маркировкой №3 после магнитно-импульсной обработки составляет 10 – 20 мкм (рисунок 4).



а) x100; б) x200; в) x500

Рисунок 4 – Микроструктура образца дюралюмина Д16 с маркировкой № 3 после магнитно-импульсной обработки у края поверхности.

Видно, что по структуре на образце дюралюмина измененный слой у края поверхности имеет измельченную структуру. Микротвердость у края поверхности дюралюмина Д16 – 970-990 МПа, в сердцевине 900-950 МПа.

Балл макроструктуры составляет:

- с одной засечкой (3 имп.) – в сердцевине 7,8 балл; на поверхности 5, 6 балл;
- с двумя засечками (4 имп.) - в сердцевине 7,8 балл; на поверхности 5 балл;
- с тремя засечками (6 имп.) - в сердцевине 7,8 балл; на поверхности 4, 5 балл.

Анализ представленных данных показывает следующее:

По образцам из титановых сплавов:

- имеется зависимость уменьшения макробалльности с увеличением мощности импульса;
- имеется зависимость по уменьшению макробалльности с увеличением количества импульсов;
- уменьшение макробалльности образцов при использовании МИОМ;
- наличие приповерхностного слоя с измельчённой микроструктурой и увеличенной микротвердостью.

По образцам из алюминиевых сплавов:

- наличие приповерхностного слоя с измельчённой микроструктурой;
- увеличение микротвёрдости приповерхностного слоя;
- получается пресс-эффект, упрочняющий поверхность детали.

Выводы.

Модифицирование поверхности деталей из титановых сплавов путем изменения МИОМ макробалльности поверхностного слоя позволит наносить качественные покрытия на детали со структурой, имеющей макробалльность от 5 и более баллов.

Возможно использовать МИОМ для изменения балльности поверхностного слоя.

Возможно использование МИОМ для упрочнения приповерхностного слоя деталей из алюминиевых и титановых сплавов, что увеличит их износостойкость и ресурс.

Возможно упрочнение отдельных поверхностей.

ОСОБЕННОСТИ ГИДРИДНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ВОДОРОДОУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В СИСТЕМЕ ПАЛЛАДИЙ-ВОДОРОД

Гольцова М.В.

*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь
m_goltsova@mail.ru*

Системы металл–водород во многих отношениях уникальны и используются в широком диапазоне теоретических и практических задач физического и технического материаловедения, теории и технологии термической и пластической обработки, физической химии, физики металлов и физики твердого тела в целом. Практика диктует задачи обеспечения надежной работы водородоопасных производств (атомная энергетика и атомная промышленность, химия и нефтехимия, черная и цветная металлургия, индустрия добычи и транспортировки природного газа, а также ряда других отраслей техники). При этом перспективы развития термоядерной и развитие водородной энергетике обуславливают изучение фундаментальных закономерностей взаимодействия водорода и его изотопов с металлами [1].

Палладий в настоящее время применяется в автомобильной, электронной, химической промышленности, ювелирном производстве и медицине, но особую роль играет в проектах водородной энергетике. К настоящему моменту времени он используется в качестве мембран для получения высокочистого водорода [2], в некоторых конструкциях датчиков утечек водорода [3], в топливных элементах [4], и как модельный материал для изучения основных закономерностей взаимодействия водорода с металлами, что обусловлено относительной простотой диаграммы состояния термодинамически открытой системы Pd-H [5].

В настоящем докладе представлены результаты систематических исследований закономерностей и особенностей взаимодействия палладия с водородом.

Эксперименты по изучению кинетики и морфологии продуктов гидридных превращений проводили на чистом палладии (99,98%) в виде проволоки, $\varnothing 0,5$ мм. Эксперименты по исследованию формоизменения, вызванного односторонним проникновением водорода, проводили на образцах в виде палладиевых пластин, размерами $60 \times 5,5 \times 0,27$ мм, с одной стороны электролитически покрытых медью.

Для регистрации структурных и морфологических изменений на поверхности палладия и изучения кинетики гидридных превращений использовали оригинальную установку ВВУ-2, объединяющую две методики: методику оптической микроскопии *in situ* с видеозаписью протекающих на поверхности предварительно подготовленных палладиевых шлифов процессов, и методику интегрального измерения электросопротивления.

Для исследования формоизменения (изгибов) палладиевой пластины при одностороннем насыщении водородом использовали водородо-вакуумную установку ВВУ-4, позволяющую проводить видеорегистрацию процесса изгиба консолюно закрепленной пластины и последующий компьютерный анализ видеоданных.

Морфология продуктов гидридных превращений

Образование гидридов во время насыщения водородом гидридообразующих металлов изучалось в течение многих лет (1950–1970 гг.) только с точки зрения химических процессов и рассматривалось как реакция гидрирования. В конце 1970-х впервые была сформулирована идея об особой природе гидридных превращений. Затем, в середине 1980-х был проведен синтез [6,7] знаний о гидридных превращениях. Было сделано заключение, что они принципиально отличаются от всех классических фазовых переходов (мартенситных, диффузионных и т.д.) и должны рассматриваться как *особый класс диффузионно-кооперативных превращений в конденсированном веществе*, обладающий специфической диффузионно-кооперативной природой. Сущность этой природы – взаимозависимая и взаимообусловленная, синергетическая перестройка водородной подсистемы и металлической матрицы. Атомные перестроения водородной и металлической подсистем протекают по принципиально отличным механизмам: водородная подсистема

перестраивается диффузионным путем, а кристаллическая решетка – только по кооперативному, мартенситоподобному механизму.

Справедливость этого заключения подтверждается результатами наших экспериментов по исследованию прямых и обратных гидридных превращений в системе Pd-H [8]. Действительно, как прямое, так и обратное гидридное превращение развивается по механизму зарождения и роста зародышей, и по его окончании на предварительно полированной поверхности образца развивается необратимо деформированный рельеф поверхности. При отсутствии кооперативной перестройки металлической матрицы в процессе гидридного превращения такой картины не наблюдалось бы: поверхностный рельеф отсутствовал бы.

Кинетика гидридных превращений в системе Pd-H

Систематическое экспериментальное исследование кинетики гидридных фазовых превращений в системе палладий–водород показало [8], что кинетика прямых $\alpha \rightarrow \beta$ гидридных фазовых превращений описывается С-образными кинетическими диаграммами, в то время как для кинетики обратных $\beta \rightarrow \alpha$ гидридных фазовых превращений характерны фазовые диаграммы принципиально иного типа. Иными словами, для прямого гидридного фазового превращения, при увеличении переохлаждения скорость зарождения (число) центров новой фазы и скорость их роста изменяются противоположным образом. Поэтому с увеличением переохлаждения сначала доминирует рост числа зародышей новой фазы, затем начинает превалировать уменьшение скорости диффузионной доставки водорода к зародышам новой фазы, благодаря чему скорость $\alpha \rightarrow \beta$ превращения, пройдя при охлаждении через максимум, начинает существенно замедляться. При обратных $\beta \rightarrow \alpha$ гидридных превращениях с ростом перегрева или перепада давления водорода число центров зарождения новой фазы и скорость их диффузионного роста только увеличиваются. Такое же принципиальное различие кинетических диаграмм превращения имеет место в сталях и сплавах [9]. Таким образом, даже для принципиально отличных от сталей и сплавов термодинамически открытых систем Me-H работают общие закономерности фазовых превращений в твердом теле.

Когерентные и некогерентные явления в системе Pd-H

Систематическими исследованиями, выполненными в условиях, отвечающих однофазной области на диаграмме состояния Pd-H, при ускоренном насыщении палладия водородом зарегистрирован целый ряд водородоупругих и водородопластических эффектов: стационарные когерентные выпучивания, необратимый сдвиг зерен, движущиеся волнообразные когерентные выпучивания (солитоны) [10]. Показано, что общей причиной их проявления является возникновение, перераспределение и релаксация внутренних напряжений в сплавах Pd-H. С практической точки зрения, экспериментально установленные эффекты исключительно важны для обеспечения безопасности функционирования технологий водородной энергетики, поскольку возникновение, движение и исчезновение солитоноподобных выпучиваний это особый механизм релаксации внутренних напряжений в сплавах Me-H.

Формоизменение палладиевой пластины при одностороннем насыщении водородом

Проблема коробления металлов при неравномерном воздействии температурных полей, и соответственно, возникновении температурных напряжений в металле, широко известна в металловедении и учитывается в технологиях термической обработки металлов. Однако, неравномерное воздействие водорода на палладий вызывает сильное формоизменение металла (в наших случаях – изгибы палладиевой пластины) в результате возникновения, нарастания и релаксации внутренних напряжений, обусловленных водородным воздействием (водородных напряжений). Этот эффект изучен в широком интервале температур и давлений [11]. Механизм изгиба палладиевой пластины при насыщении водородом принципиально

отличен от такового при механическом нагружении: он реализуется через образование и развитие временного градиентного материала металл–водород, в котором внешний слой представляет собой сплав PdH_x , а внутренний – ещё не насыщенный водородом чистый палладий. Эти результаты принципиально важны для технологий использования систем палладий-водород, в частности, для мембранной технологии и разработки датчиков утечек водорода на основе палладия.

Литература

1. Альтернативная энергетика и экология. Международный научный журнал. Специальный выпуск. 2014 №1 (141) – 238 с.
2. Goltsova M.V., Vasekin V.V., Zhiron G.I. Platinum Metals Key Role In Hydrogen Economy Progress And The Fundamentals Of Hydrogen Palladium Membrane Technology // Proceedings International Hydrogen Energy Congress and Exhibition, IHEC-2007. Istanbul, Turkey, 13–15 July. – CD/IHEC07-0967.pdf. – 10 pp.
3. Favier F., et al. Hydrogen Sensors and Switches from Electrodeposited Palladium Mesowire Arrays // Science. – 2001. – Vol. 293. – P. 2227–2231.
4. Гольцов В.А., Гольцова Л.Ф., Везироглу Т.Н. Водородная экономика: история, современность, перспективы, ключевая роль платиновых металлов // Берлин–ПМ'2006. Платиновые металлы в современной индустрии, водородной энергетике и в сферах жизнеобеспечения будущего. Берлин, Германия, сентябрь 2006 г. – М.: АСМИ, 2007. – С. 18–26.
5. Вике Э., Бродовский Х. Водород в палладии и сплавах палладия // Водород в металлах / Под ред. Г. Алефельда и И. Фелькля. Пер с англ. – М.: Мир, 1981. – Т.2. – 430 с. – С. 91–189.
6. Goltsov V. A. The phenomenon of controllable hydrogen phase naklep and the prospects for its use in Metal Science and Engineering // Mater. Sci. & Eng. – 1981. – Vol. 49, No. 2. – P. 109–125.
7. Гольцов В. А. Явления, обусловленные водородом и индуцированными им фазовыми превращениями // Взаимодействие водорода с металлами [отв. ред. А. П. Захаров]. – М.: Наука, 1987. – 295 с. – Гл. 9. – С. 264–292.
8. Goltsova M. V., Artemenko Yu. A., Zhiron G. I. Hydride transformations: nature, kinetics, morphology // Progress in Hydrogen Treatment of Materials / [editor V. A. Goltsov]. – Donetsk–Coral Gables: Kassiopeya Ltd, 2001. – 543 p. – P. 161–184.
9. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Metallurgia, 1986. – 480 с.
10. Гольцова М.В. Структурные изменения в приповерхностных слоях палладия и сплавах палладий–водород, индуцированные водородом //Альтернативная энергетика и экология. 2013, № 10. с. 89-101.
11. Гольцова М.В. Любименко Е.Н. Экспериментальные закономерности и Феноменологическая модель формоизменения палладиевой пластины при ее одностороннем насыщении водородом //Альтернативная энергетика и экология. 2013, № 10. с. 139-152.

ПОЛУЧЕНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Cr–C

Самойлова О.В., Гераскин В.И.
 ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», Челябинск, Россия
 E-mail: samoylova_o@mail.ru

Система Cu–Cr–C представляет интерес с позиции возможности синтеза упрочняющих тугоплавких дисперсных частиц карбидов хрома в результате взаимодействия растворенных в медном расплаве хрома и углерода [1].

Целью настоящего исследования является термодинамическое моделирование и экспериментальное изучение получения *in situ* упрочненных сплавов системы Cu–Cr–C.

Для моделирования фазовых равновесий в исследуемой системе использовался программный пакет FactSage (версия 7.0). В процессе термодинамических расчётов принималось, что общее давление в системе составляет 100000 Па. Моделирование проводилось для интервала температур 1100–1500 °С. За основную жидкую фазу при расчёте поверхности ликвидус принимался медный расплав.

Результаты моделирования приведены на рис. 1. На диаграмме определены границы областей термодинамической стабильности фаз, присутствующих в системе: область I отвечает равновесию расплава на основе меди с графитом; область II – с карбидом хрома Cr_3C_2 ; область III – с карбидом хрома Cr_7C_3 ; область IV – с карбидом хрома Cr_{23}C_6 ; область V – с твердым раствором на основе хрома. Линия *a–b* соответствует тройному равновесию «расплав на основе меди–графит–карбид Cr_3C_2 »; линия *c–d* – «расплав на основе меди–карбид Cr_3C_2 –карбид Cr_7C_3 »; линия *e–f* – «расплав на основе меди–карбид Cr_7C_3 –карбид Cr_{23}C_6 »; линия *g–k* – «расплав на основе меди–карбид Cr_{23}C_6 – $\text{Cr}_{\text{тв.р.}}$ ».

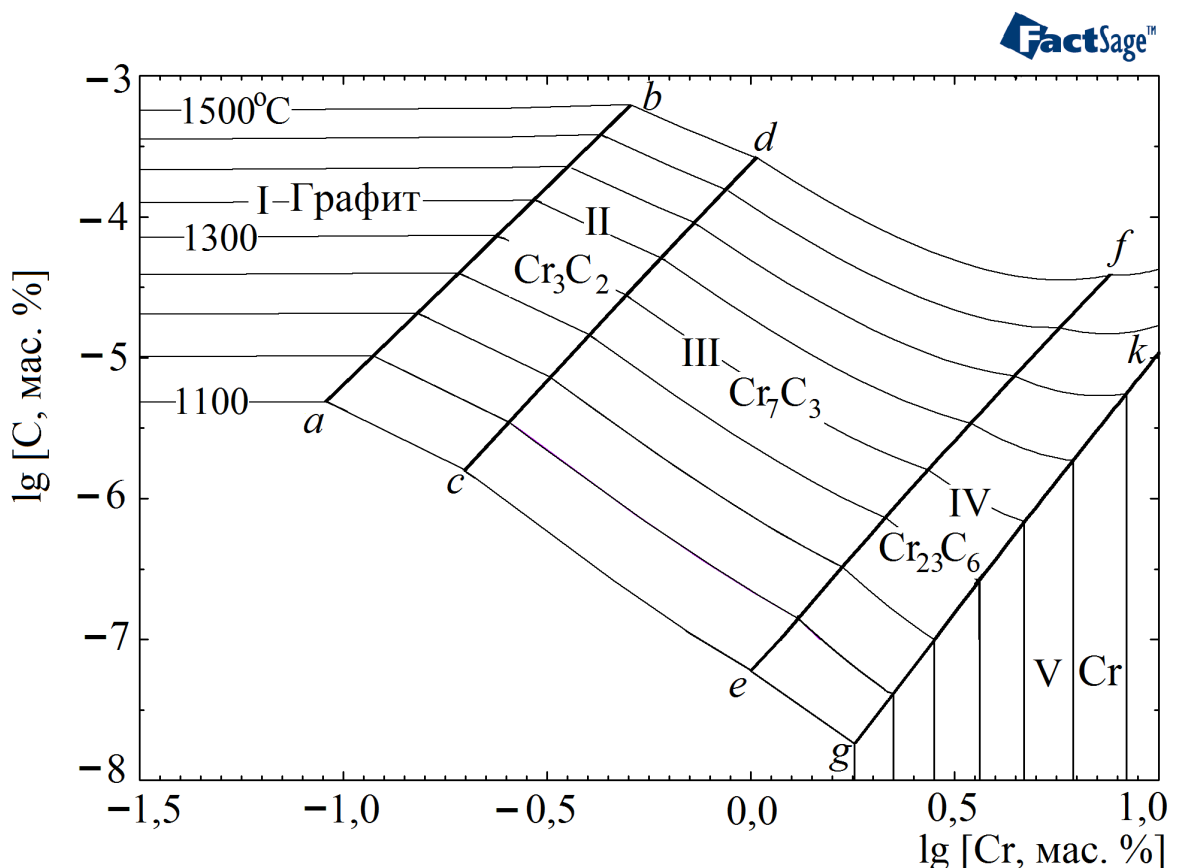


Рисунок 1- Результаты моделирования фазовых равновесий в системе Cu–Cr–C для интервала температур 1100–1500 °С

Следует отметить, что карбиды хрома имеют достаточно высокие температуры плавления: Cr_{23}C_6 имеет инконгруэнтный характер плавления, температура плавления составляет 1576 °С; Cr_7C_3 плавится конгруэнтно, температура плавления составляет 1766 °С; Cr_3C_2 имеет инконгруэнтный характер плавления, температура плавления составляет 1811 °С.

Таким образом, образование карбидов хрома может положительно сказаться не только на твердости полученных сплавов при комнатной температуре, но и на механических свойствах экспериментальных образцов при повышенных температурах.

Составы экспериментальных образцов приведены в табл. 1. Синтез экспериментальных образцов проводился следующим образом. Необходимые количества меди и хрома сплавлялись в алундовом тигле при температуре 1400 ± 20 °С. Затем на зеркало металла высыпался графитовый порошок (с размерами частиц порядка 300 мкм), после чего давалась выдержка при температуре 1400 ± 20 °С в течение 10 минут в восстановительной атмосфере. Охлаждение образцов велось на воздухе.

Таблица 1 -Составы экспериментальных образцов системы Cu–Cr–C и результаты измерения микротвердости HV

№ п/п	Cr, мас. %	Cu, мас. %	HV (литое состояние)	
			Центр образца (без частиц карбидов)	Верх образца (в зоне контакта расплава с графитом): «карбидные поля»
1	0,50	Остальное	108	139
			108	137
			105	143
2	1,80	Остальное	125	174
			139	186
			130	173

Достоинством использованной методики являлось то, что графит при проведении плавки одновременно выполнял несколько функций. Он выступал и как легирующий элемент (растворяясь в медном расплаве при высоких температурах и реагируя с хромом), и как покров, предотвращающий расплав на основе меди от окисления.

Ранее нами в работе [2] был выполнен термодинамический анализ процессов взаимодействия, происходящих в расплаве на основе меди системы Cu–Cr–C–O. Было показано, что в присутствии кислорода, растворенного в медном расплаве, синтез карбидов хрома невозможен. Основными продуктами взаимодействия будут газ состава (CO, CO₂) и частицы оксидов CuCrO_2 и Cr_2O_3 . Таким образом, предотвращение контакта медного расплава с кислородом воздуха – важная технологическая задача при синтезе *in situ* частиц карбидов в медном расплаве.

Полученные в ходе настоящей работы экспериментальные образцы исследовались методами растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа.

Согласно растровой электронной микроскопии структура верхней части (в зоне контакта расплава с графитом) и центральной части образцов значительно различаются. Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа в верхней части слитков наблюдаются выделения карбидов хрома, образующих «карбидные поля», а в центре слитков можно наблюдать выделения твердого раствора на основе хрома.

Для образца № 1 зона «карбидных полей» имеет протяженность порядка 460–600 мкм от верхнего края образца, далее частицы карбида хрома не встречаются. Соотношение хрома к углероду в карбидных включениях согласно МРСА варьируется

и составляет $Cr/C = 1,447 \div 1,729$; что соответствует карбиду хрома Cr_3C_2 . Размеры частиц карбидов согласно результатам исследования на растровом электронном микроскопе не превышают 10 мкм.

Для образца № 2 зона «карбидных полей» имеет протяженность порядка 480–760 мкм от верхнего края образца, далее (также как и в образце № 1) карбиды хрома не встречаются. Соотношение хрома к углероду во включениях составляет $Cr/C = 2,528 \div 2,838$; что соответствует карбиду хрома Cr_7C_3 . Размер упрочняющих частиц в основном составляет $5 \div 10$ мкм, однако отдельные частицы могут достигать размеров до 15 мкм.

В структуре экспериментальных образцов можно наблюдать хорошее сцепление (без видимых дефектов и пор) частиц карбидов хрома с медной матрицей.

Также на шлифах экспериментальных образцов проводились измерения микротвердости по Виккерсу *HV*. Результаты измерения представлены в табл. 1. Значения микротвердости, полученные в «карбидных полях», сопоставимы со значениями, полученными авторами работ [3, 4]. Достаточно высокие показатели *HV*, полученные в центре образцов (без карбидов), можно объяснить выделениями хрома.

Таким образом, по результатам проведенного исследования установлено, что в интервале температур 1100–1500 °С в медном углу фазовой диаграммы системы Cu–Cr–C, начиная с концентраций хрома в расплаве порядка 0,1 мас. % при 1100 °С, могут образовываться карбидные включения. В ходе проведения экспериментального исследования определено, что частицы карбидов хрома образуются при выдержке металлического расплава в контакте с графитом.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-08-00133 а.

Литература:

1. Бабкин, В.Г. Литые металломатричные композиционные материалы электротехнического назначения / В.Г. Бабкин, Н.А. Терентьев, А.И. Перфильева // Журнал Сибирского Федерального Университета. Серия «Техника и технологии». – 2014. – Т. 7. – № 4. – С. 416–423.
2. Михайлов, Г.Г. Поверхность растворимости углерода, кислорода и хрома в жидкой меди / Г.Г. Михайлов, Л.А. Макровец, О.В. Самойлова // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2017. – Т. 17. – № 2. – С. 5–12.
3. Бабкин, В.Г. Влияние кислорода на механические свойства меди и медематричных композитов, упрочненных синтезированными в расплаве карбидами хрома / В.Г. Бабкин, А.И. Трунова, А.И. Черепанов // Металлы. – 2016. – № 3. – С. 25–30.
4. Синтез литых графитсодержащих композитов Cu–Cr–C / Л.Е. Бодрова, Э.А. Пастухов, Э.Ю. Гойда, Л.А. Овчинникова // Металлы. – 2017. – № 1. – С. 78–84.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ СИЛУМИНА

Бутакова К.А., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е.
Сибирский государственный индустриальный университет, г.
Новокузнецк, Россия, e-mail: ksenia.butackowa@yandex.ru

Анализ различных способов импульсной модификации поверхности материалов показывает, что интерес к их разработке среди ученых был и остается высоким. Один из таких конструктивно простых способов состоит в легировании поверхности материала импульсными плазменными струями, формируемыми при электрическом взрыве проводников. ЭВЛ проводится с оплавлением поверхности, а распределение легирующих элементов по глубине осуществляется конвективными процессами. Одновременно протекание при ЭВЛ ряда процессов, определяющих формирование новых структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев, ставят проблему полномасштабного определения его возможностей и управления его результатами, разработки специализированного оборудования с высоким уровнем механизации и автоматизации процесса.[1]

Влияние ЭВЛ на механические, в частности, пластические свойства металлов изучено недостаточно. В связи с этим целью настоящей работы является установление влияния электровзрывного легирования на пластичность силумина.

В работе использовались образцы сплава АК10М2Н с размерами 20×20×10 мм, которые механически полировались, затем химически травились раствором, содержащим 72% H₂O, 21% HF и 7% HCl. Об изменении пластичности судили по изменению микротвердости в зерне и эвтектике в зависимости от расстояния от напыленного слоя. Измерения микротвердости проводились с помощью микротвердомера HVS-1000А, по методу Виккерса.

Известно, что характеристика пластичности, определенная методом микроиндентирования по Виккерсу, имеет вид $\delta_H = 1 - 14,3(1 - \mu - 2\mu^2) \frac{HV}{E}$, где HV – значение микротвердости, E – модуль Юнга, μ – коэффициент Пуассона исследуемого материала[2].

На рисунках 1, 2 и 3 представлены графики зависимости параметра пластичности в зерне и в эвтектике от расстояния. За начало координат приняли край покрытия.

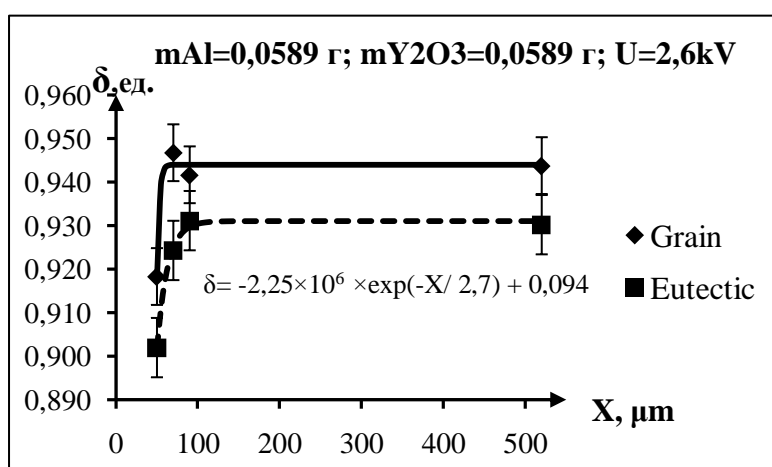


Рисунок 1 - График зависимости δ в зернах и эвтектике образцов силумина, подвергнутого электровзрывному легированию системы Al-Y₂O₃ $m\text{Y}_2\text{O}_3=0,0589$ г; $U=2,6$ кВ

На рисунке 1 на расстоянии 50 мкм от края средние значения параметра пластичности в зерне и в эвтектике являются минимальными, 0,9183 и 0,9019 ед. соответственно, причем в зерне среднее значение параметра пластичности больше, чем в эвтектике. По мере отдаления от края поверхности покрытия вглубь материала до значения 90 мкм происходит увеличение среднего значения параметра пластичности. Последующее увеличение расстояния от покрытия показало, что значение параметра пластичности при 90 мкм одинаково с параметром пластичности в объеме материала. Таким образом, среднее значение параметра пластичности в диапазоне от 50 до 90 мкм увеличивается и становится постоянной величиной.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания номер заявки 3.1283.2017/ПЧ.

Список литературы

1. Эволюция структуры и свойств легких сплавов при энергетических воздействия / Громов В.Е., Коновалов С.В., Аксенова К.В., Кобзарева Т.Ю., - Новосибирск: СО РАН, 2106. - 249 с.
2. Мильман Ю.В. Масштабная зависимость твердости и характеристики пластичности, определяемой при индентировании // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 8. С. 3-10.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОЙ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti_2NiCu ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Сундеев Р.В.^{1,2}, Шалимова А.В.¹, Глезер А.М.^{1,3}, Велигжанин А.А.⁴,
Зубавичус Я.В.⁴, Печина Е.А.⁵, Рассадина Т.В.²

¹ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия

² МИРЭА, Москва, Россия

³ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

⁴ НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

⁵ ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия

sundeev55@yandex.ru

Аморфные металлические сплавы находят широкое практическое применение, поскольку обладают целым рядом разнообразных уникальных свойств, например, имеют высокую прочность и твердость при достаточной пластичности на изгиб и сжатие, высокую прочность при растяжении, усталостную прочность и т.д. Наиболее распространенным способом получения аморфных сплавов является метод закалки из расплава. В настоящее время стало очевидным, что аморфное состояние в металлических сплавах можно получить также в ходе больших пластических деформаций: например, кручение под высоким давлением (КВД), аккумулируемая прокатка. Однако, фазовый переход «кристалл \Rightarrow аморфное состояние» практически не изучен, поскольку, не до конца ясны физические факторы, определяющие склонность металлических сплавов к аморфизации при пластическом течении.

Материалом для исследования был выбран аморфный сплав Ti_2NiCu , полученный методом закалки из расплава со скоростью закалки 10^6 К/с.. Исходное аморфное состояние было представлено в виде ленты толщиной – 47 мкм, шириной – 8 мм. Полученную аморфную ленту закристаллизовывали при нагреве 773К, 30 мин. Кристаллический материал деформировали в ходе КВД при температуре 293 К до величины деформации, соответствующих n : $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$, 1, 2, 3, 4, 6, 7 оборотам подвижной наковальни. *In situ* зафиксирована кривая изменения момента кручения в зависимости от величины деформации, что позволило непосредственно наблюдать переход материала из кристаллического состояния в аморфное в ходе КВД. Обнаружено резкое скачкообразное возрастание напряжения сдвига в ходе деформации исходно кристаллического сплава Ti_2NiCu . Установлено, что наблюдающийся эффект обусловлен деформационным фазовым переходом «кристалл \Rightarrow аморфное состояние» и соответствующим изменением механизма деформации. Показано, что аморфизация материала начинается на границах зерен и фрагментов кристаллической фазы в результате реализации процессов зернограничного проскальзывания. Аморфизированные границы образуют «зернограничный каркас», который расширяется в ходе деформации и трансформируется в массивную аморфную фазу.

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и EXAFS спектроскопии, изучены особенности локальной атомной структуры аморфного сплава Ti_2NiCu , полученного методом закалки из расплава и КВД. Показано, что локальная атомная структура аморфных фаз, полученных методами закалки из расплава и КВД, не идентична. Локальная атомная структура аморфного состояния, полученная методом КВД, изменяется в зависимости от величины деформации: она уплотняется и становится более совершенной под действием значительных деформационных воздействий по мере повышения величины деформации при комнатной температуре до $n = 6$. Как после КВД, так и после закалки из расплава, обнаружена различная степень ближнего порядка для окружения атомов Cu и Ni. Более высокая степень ближнего порядка имеет место вокруг атомов Cu.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 16-32-60034 мол_а_дк).

**УПРАВЛЕНИЕ ПОТОКАМИ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ
МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ЛАЗЕРНОЙ
ЭРОЗИОННОЙ ПЛАЗМЫ**

Гончаров В.К., Козлова Е.И., Пузырёв М.В., Ступакевич В.Ю.

*Научно-исследовательское учреждение "Институт прикладных физических проблем
им.А.Н.Севченко" Белорусского государственного университета
Минск, Беларусь, puzyrev@bsu.by*

Одним из способов осаждения наноплёнок на различные материалы (подложки) является лазерно-плазменный метод. Он имеет несколько преимуществ перед другими методами. Во-первых, это возможность получить плазму практически из любого вещества, во-вторых стерильность, то есть при нанесении плёнок в вакууме лазерное излучение не вносит дополнительных примесей в осаждаемое покрытие. Кроме того, лазерно-плазменный метод позволяет легко автоматизировать процесс нанесения плёнок.

Однако в настоящее время процесс контроля режимов нанесения покрытий лазерно-плазменным методом определяется в основном изменением плотности мощности взаимодействующего лазерного излучения и расстояния от подложки до лазерной мишени. При этом следует учесть, что эрозионный лазерный факел в вакууме имеет достаточно сложную пространственную структуру: формирование двойного электрического слоя, достаточно сложного взаимодействия электронных и ионных потоков на фоне плаздинамических процессов. Настоящая работа посвящена получению из лазерной плазмы потока ионов, энергию которых легко регулировать, изменяя скорость ионов с помощью электрического поля и осаждению металл-углеродных покрытий.

Для воздействия на мишень был использован импульсный YAG:Nd³⁺ – лазер LS-2137 фирмы Лотис-ТИИ с длиной волны $\lambda = 1064$ нм и длительностью импульса на полувывоте $\tau = 20$ нс. Мишени, изготовленные из высокотемпературного пиролитического графита марки УПВ-1 и алюминия марки А7, устанавливались под углом 45° к оси лазерного луча. Эксперименты проводились в вакууме при давлении остаточных газов $\sim 10^{-3}$ Па. Мишень вращалась со скоростью 2 об/мин, чтобы предотвратить образование глубокого кратера на её поверхности, что может сказаться на пространственной форме эрозионного факела.

Измерения токовых характеристик эрозионной плазмы материала мишени проводились с помощью осциллографа Tektronix TDS2022.

Как показали эксперименты, эрозионный лазерный факел в вакууме имеет сложную структуру. На некотором расстоянии от мишени формируется двойной электрический слой. На переднем фронте находится слой более легких электронов, а после них летит слой более тяжелых ионов. При достижении подложки эти слои взаимодействуют друг с другом, формируя сложную электродинамическую картину. Управление процессом нанесения нанопокровов в этом случае сильно усложняется. В настоящей работе предложено поместить между мишенью и подложкой сетку. При подаче на сетку по отношению к мишени некоторого отрицательного потенциала (см.рис.1) удается получить поток заряженных частиц после сетки, состоящих преимущественно из ионов. Это происходит за счет того, что электроны отражаются от сетки и попадают на мишень. Ионы при этом притягиваются сеткой и, пройдя сквозь нее, движутся к подложке. Как видно из рисунка 1 при подаче небольшого отрицательного потенциала на сетку по отношению к мишени достаточно заметно увеличивает скорость ионов. При дополнительной подаче на сетку по отношению к подложке положительного потенциала происходит управление ионным потоком (см.рис.2) Из рисунка 2 видно, что при увеличении потенциала между сеткой и подложкой происходит не только увеличение скорости всего ионного потока, но и рост величины потока за счет фокусировки.

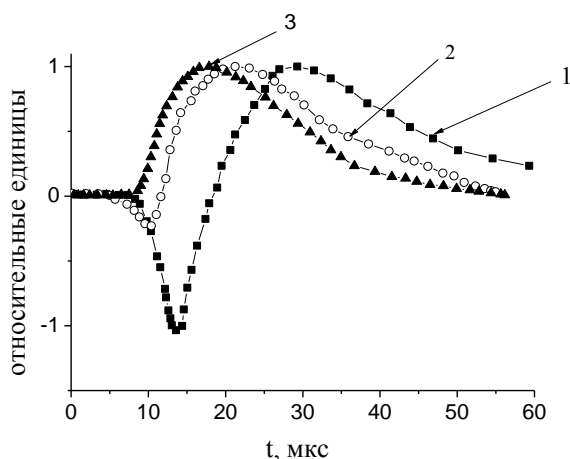


Рисунок 1 - Зависимость интенсивности ионной компоненты эрозионного лазерного факела графитовой мишени на подложке для различных отрицательных потенциалов сетки по отношению к мишени: 1 – 0 В; 2 – 0,5 В; 3 – 2 В.

качественная картина получается и для алюминиевой мишени с разницей в конкретных значениях потенциалов.

На предыдущих этапах исследования с помощью технологии лазерно-плазменного осаждения нами были получены экспериментальные образцы алмазоподобных углеродных пленок с высоким содержанием sp^3 – связанного углерода (до 50%).

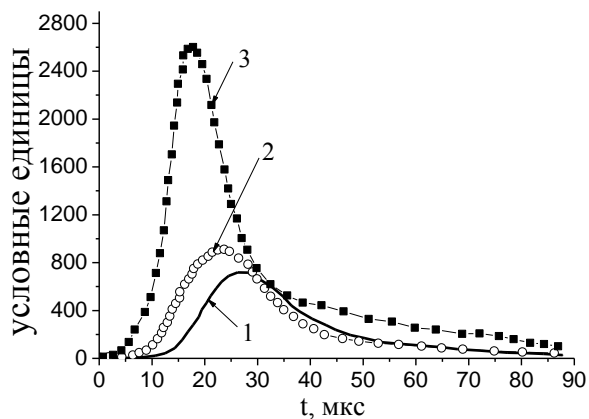


Рисунок 2- Зависимость во времени тока ионной компоненты углеродной лазерной плазмы на подложке при различных положительных потенциалах сетки по отношению к подложке: 1 – 30 В; 2 – 50 В; 3 – 400 В. На управляющей сетке отрицательный потенциал по отношению к мишени 2,0 В.

слоев.

В данной работе ставилась цель оптимизации состава, структуры и технологии осаждения адгезионных и промежуточных слоев с целью получения сверхтвердых композиционных защитных покрытий на основе алмазоподобного углерода.

Как правило, для улучшения адгезии алмазоподобной углеродной пленки к подложке осаждают промежуточные слои из металла, выбранного из группы, включающей алюминий, хром, цирконий, титан, германий, или из кремния. В наших экспериментах для создания адгезионного слоя был выбран алюминий. Было

Это позволяет при больших скоростях ионов предварительно травить в вакууме поверхность подложки. При снижении скорости ионов можно создать псевдодиффузные слои для повышения адгезии. При малых скоростях ионов происходит осаждение основного слоя. При этом режимы обработки поверхности подложек легко автоматизировать, управляя потенциалами на сетке по отношению к мишени и подложке двумя независимыми источниками.

На рисунке 1 и 2 представлены результаты экспериментов при воздействии лазерного излучения на графитовую мишень. Аналогично

Пленки $ta-C$ характеризуются высоким уровнем внутренних напряжений (до 10÷12 ГПа). Внутренние напряжения в алмазоподобных углеродных пленках в ряде случаев при определенной толщине покрытия приводят к его самопроизвольному отслоению от подложки. Проведенные нами предварительные эксперименты показали, что проблема отслоения углеродной пленки от подложки за счет внутренних напряжений характерна и для покрытий, получаемых лазерно-плазменным методом.

Одним из перспективных методов уменьшения внутренних напряжений в пленке является осаждение промежуточных

предложено производить осаждение алюминия с использованием того лазерно-плазменного метода, что и для осаждения алмазоподобных углеродных пленок.

Были получены экспериментальные образцы двухслойных композиционных покрытий, состоящих из адгезионного алюминиевого слоя толщиной 50-70 нм и алмазоподобной углеродной пленки толщиной 200-250 нм.

Однако эксперименты показали, что даже при наличии дополнительного адгезионного слоя, отслоение алмазоподобной пленки все равно происходит при толщинах более 300 нм.

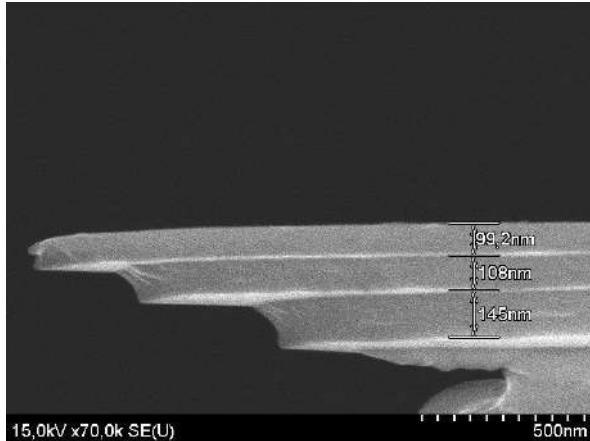


Рисунок 3 - Многослойное углерод-алюминиевое покрытие, осажденное на кремниевую подложку (светлые полосы - алюминий)

На основании полученных результатов был предложен вариант многослойного покрытия, состоящего из нескольких чередующихся углеродных и алюминиевых слоев. Причем толщина слоев алмазоподобного углерода не должна превышать 200 нм. Пример такого покрытия приведен на рисунке 3. Стрелками указаны углеродные слои. Плотность мощности воздействующего лазерного излучения на графитовую мишень составляла $1,07 \cdot 10^9$ Вт/см², при воздействии на алюминиевую мишень $5,66 \cdot 10^8$ Вт/см².

По подобной технологии были получены экспериментальные образцы покрытий толщиной до 0,7 мкм. Показано, что многослойное покрытие обладает лучшей адгезией к материалу подложки по сравнению с двухслойным при сохранении механических характеристик алмазоподобного углерода.

Таким образом, при размещении между лазерной мишенью и подложкой сетки, на которую по отношению к лазерной мишени подается отрицательный потенциал, с помощью величины потенциала можно регулировать соотношение электронов и ионов, попадающих на подложку.

Для конкретного эксперимента найден отрицательный потенциал сетки по отношению к мишени (- 2В), при котором на подложку поступают только ионы.

Подавая на сетку положительный потенциал по отношению к подложке можно управлять энергией ионов. При этом происходит не только увеличение энергии ионов, но и с увеличением положительного потенциала на сетке по отношению к подложке происходит увеличение плотности ионного потока (фокусировка).

Источник ионов из лазерной плазмы с регулируемой энергией ионов перспективно использовать для нанесения высокоадгезионных нанопленок различных материалов на подложки из различных материалов с достаточно простой автоматизацией процесса нанесения.

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО ТИПА ГРАНИЦ НАКЛОНА НА ПОДВИЖНОСТЬ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ РЕБЕР В ЦИНКЕ

В.Г. Сурсаева

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка,
Московская область, 142432, Россия

E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

Sahn и Hoffmann в 1974 [1] показали теоретически, что две поверхности могут пересекаться вдоль линии с разрывом производной её формы. Линия пересечения была названа ребром первого рода. Нами была разработана теория стационарного движения зернограничных ребер первого рода с криволинейными границами [2]. Получены первые экспериментальные значения подвижности и энтальпии активации движения зернограничных систем с ребрами [2].

Кристаллографический тип границ наклона определяется кристаллографической осью, вокруг которой повернуты решётки зёрен. Нами изучены кинетические свойства границ наклона $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$ [3,4]. Если движение границ наклона $[10\bar{1}0]$ носит активационный характер [3], то границы наклона $[11\bar{2}0]$ при высоких температурах демонстрируют безактивационное движение [4]. Поэтому есть основание предположить, что ребра на границах наклона $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$ проявят различные кинетические свойства. Используя разработанную нами ранее [2] концепцию стационарного движения большеугловых границ зёрен с ребрами первого рода, мы поставили цель сравнить влияние кристаллографического типа границ наклона на кинетические свойства таких зернограничных систем с ребрами.

Материал и методика эксперимента

Экспериментальная методика изготовления бикристаллов с ребрами детально излагается в работе [3]. Плоские бикристаллы в форме полупетли из 99.999% Zn (Рис. 1а,б) были приготовлены методом направленной кристаллизации. Разориентация границы наклона $[10\bar{1}0]$, образующей симметричную полупетлю, составляла 54° (Рис. 1а). Разориентация границы наклона $[11\bar{2}0]$, образующей несимметричную полупетлю, составляла 84° (Рис. 1б). Кристаллографические $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$ оси были перпендикулярны поверхности бикристаллов. Криволинейные части границы стыкуются и образуют ребро. Форма мигрирующей зернограничной полупетли изучалась в температурном интервале $340 \div 410\text{C}$ *in situ* в высокотемпературной приставке к оптическому микроскопу с использованием поляризованного света. Форма и смещение движущейся границы фиксировались *in situ* в ходе эксперимента с помощью цифровой видеокамеры

Результаты

На Рис. 1а и Рис.1б показан участок зернограничной полупетли с ребром в вершине из границ наклона $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$. На Рис.2а и Рис 2б приведены температурные зависимости угла между касательными в ребре. Значение угла колеблется в интервале $85^\circ \div 95^\circ$ для ребра на границе наклона $[10\bar{1}0]$. Значение угла для ребра на границе наклона $[11\bar{2}0]$ растёт с ростом температуры от 75° до 90° .

На Рис. 3а представлена температурная зависимость подвижности для зернограничной системы границы наклона $[10\bar{1}0]$ с ребром, а на Рис.3б представлена температурная зависимость подвижности для зернограничной системы границы наклона $[11\bar{2}0]$ с ребром.

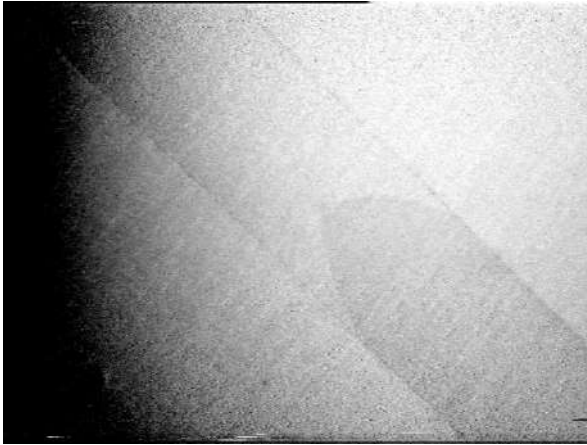


Рисунок 1а - T=380C. Граница зерна в форме полупетли с ребром в вершине в бикристалле с осью выхода нормали к поверхности $[10\bar{1}0]$ б. Ширина зерна 600мкм

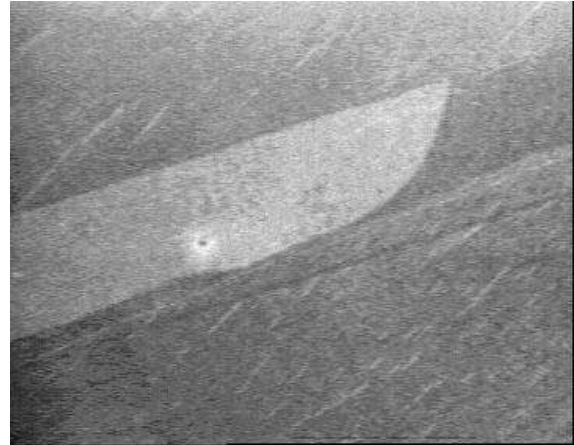


Рисунок 1б - T=370C Граница зерна в форме полупетли с ребром в вершине в бикристалле с осью выхода нормали к поверхности $[11\bar{2}0]$. Ширина зерна 600мкм

Кинетические свойства рёбер зависят от кинетических свойств составляющих их границ. Граница $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 54° с $\Sigma=9$ демонстрирует движение в температурном интервале 340-410C, подвижность меняется в интервале $2,92 \cdot 10^{-11}$ – $1,42 \cdot 10^{-8}$ м²/сек. Ребро симметричное. Угол в вершине ребра составляет $85^\circ \div 95^\circ$. Движение активационное с энтальпией активации нереально высокой 4 эВ, что заставляет усомниться в трактовке результатов. Поэтому экспериментальные результаты для расчета подвижности были обчислены в рамках разработанной нами теории [2] с учётом влияния ребра. Полученное значение энтальпии активации 1 эВ. Параметр торможения ребром A_r равен 1.11 в температурном интервале 330-410 °C. Торможение ребром довольно сильное и не изменяется с ростом температуры.

Зернограничная система в форме полупетли из специальной границы наклона $[11\bar{2}0]$ с углом разориентации 84° и $\Sigma=11$ демонстрирует движение в температурном интервале 360-400C, подвижность петли меняется в интервале $1,44 \cdot 10^{-10}$ – $5,92 \cdot 10^{-10}$ м²/сек. Ребро несимметричное. Угол в вершине ребра увеличивается с ростом температуры от 75° до 90° . При температуре 360-380° значение угла не меняется, выше 385° резко возрастает до 90° . Движение ниже 385C безактивационное с энтальпией активации $H = 0$ эВ, выше 385C движение активационное с энтальпией активации $H = 1,5$ эВ. Так как граница движется безактивационно, то можно предположить, что $H = 1,5$ эВ это энтальпия активации движения ребра. Значение параметра торможения ребром A_r составляет 5 в температурном интервале 360-380 °C, в температурном интервале 380-400C значение A_r изменяется от 5 до 100. Торможение ребром уменьшается с повышением температуры.

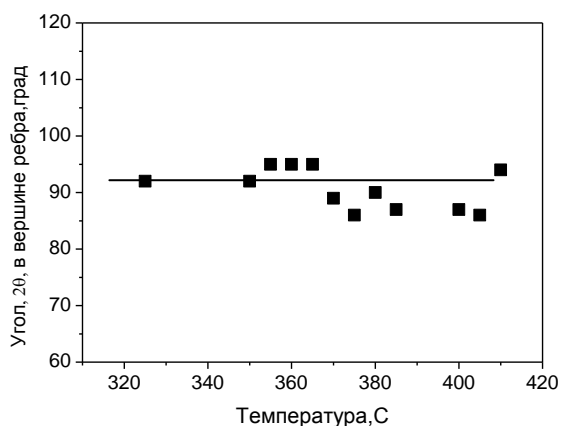


Рисунок 2а - Температурная зависимость угла между касательными в вершине ребра на границе наклона $[10\bar{1}0]$

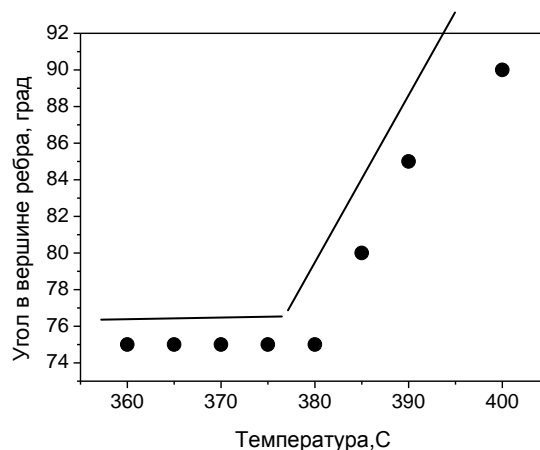


Рисунок 2б - Температурная зависимость угла между касательными в вершине ребра на границе наклона $[11\bar{2}0]$

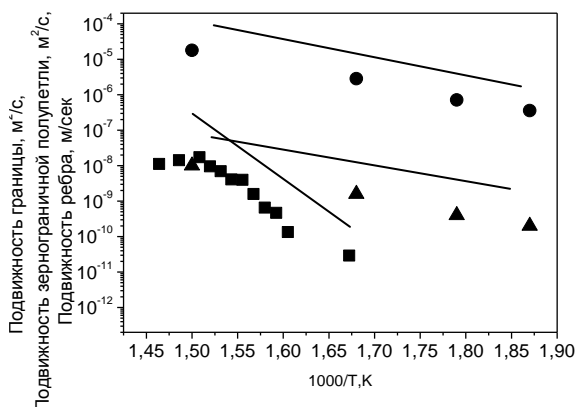


Рисунок 3а - Температурные зависимости подвижностей для системы границ наклона $[10\bar{1}0]$. ■ движение полупетли с ребром
● подвижность зернограничного ребра
▲ подвижность границы в независимом эксперименте

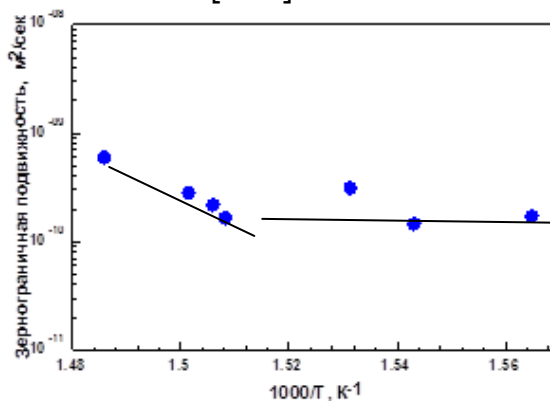


Рисунок 3б - Температурная зависимость подвижности зернограничной системы в форме полупетли с ребром на границе наклона $[11\bar{2}0]$

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-03-00248)

Литература

1. J.W. Cahn and D.W. Hoffman, A Vector Thermodynamics for Anisotropic Surfaces. II. Curved and Faceted Surfaces Acta metall. 22, 1205 (1974).
2. V.G. Sursaeva, G.Gottstein, L.S.Shvindlerman Effect of the First Order Ridge on Grain Boundary Motion in Zn. Acta Materialia. 41 (2010). 7725-7729.
3. А.В.Антонов, Ч.В.Копецкий, Л.С.Швиндлерман, В.Г.Сурсаева Миграция границ наклона в цинке. ДАН СССР. -1973. – 213. –С. 318-320.
4. B.Straumal, V.Suraeva, L.S Shvindlerman, Dependence of the rate of non-activated motion of a grain boundary on its inclination Phys.Met.Metall.Vol.49,102-107,1980.

СКРЫТЫЕ РЕЗЕРВЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Хаймович П.А.

Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт",
г. Харьков, Украина. E-mail: pavel.41@bk.ru

Доклад с подобным названием около одиннадцати лет назад был представлен на одной из конференций в Обнинске. К этому времени уже прочно укрепилось убеждение, что преимущественный путь повышения дисперсности структуры металла как предпосылки достижения высоких физико-механических характеристик – это интенсивные пластические деформации (ИПД). Осознание того, что прочностные характеристики металла, достигаемые при его деформировании, неразрывно связаны с концентрацией границ раздела, формируемых при этом деформировании, естественным образом приводило к стремлению добиваться все больших и больших степеней деформации при деформировании, что должно приводить к увеличению насыщенности материала этими границами. Успешность такого подхода подтверждалась рядом работ.

В последующем, однако, стало высказываться мнение, что методы повышения физико-механических свойств металлов, их структурирования путем пластического деформирования на все более высокие степени себя исчерпали. Основания для таких выводов были: совершенствование применяющихся и разработка все новых способов – винтовой ГЭ, многоугловой экструзии и т.д. – показывали, что уровень достигаемого диспергирования структуры входит в насыщение.

Упомянутый выше доклад, содержащий как информацию о выполненных десятками лет ранее работах, так и о современных исследованиях, обращал внимание на те перспективы, которые открываются в случае понижения температуры деформирования в область криогенных температур.

Последующие работы привели к пониманию, что в ряде случаев не столько степень деформации, сколько условия деформирования – температура, уровень сил всестороннего сжатия (при их наличии) – способны обеспечить такую степень диспергирования структуры, которая варьированием величины деформации при комнатной температуре или при нагреве не достигается. Высказанная концепция иллюстрируется схемой, которую условно можно назвать «Миром деформирования» (рис.1).

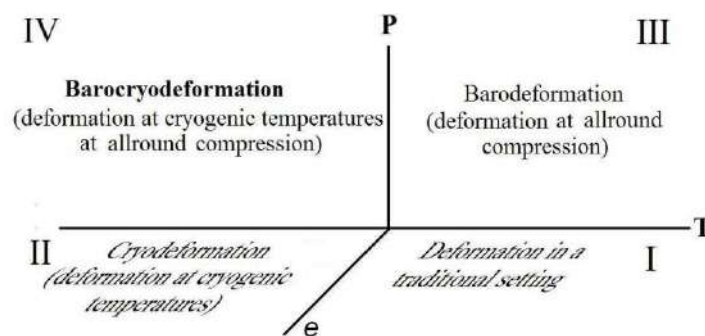


Рисунок 1 - Четыре континента "Мира деформирования" металлов. T – температура, при которой проводится деформирование, e – степень деформации, P - уровень всестороннего сжатия деформируемого объекта [1].

Человечество, веками занимаясь металлообработкой, вплоть до XX-го века ограничивалось только, условно говоря, первым континентом «Мира деформирования». Лишь менее ста лет назад развитие технологий позволило начать осуществление пластического деформирования металлов как в условиях всестороннего сжатия, так и при криогенных температурах, что означало начало освоения «континентов» II и III.

Подавление процессов динамического возврата при понижении температуры деформирования в итоге приводит к дополнительному диспергированию структуры, но применимость *криодеформирования* (рис. 1., область II) ограничивается снижением пластичности металла по мере понижения температуры деформирования.

Деформирование в условиях всестороннего сжатия (область III на рис. 1. – *бародеформирование*) – на практике это те или иные виды гидроэкструзии – сегодня очень распространено, позволяя пластически деформировать низкопластичные металлы и сплавы без существенного нагрева или вообще при комнатной температуре. Но при пониженных и криогенных температурах гидроэкструзию не осуществляли в силу отсутствия жидкостей, способных играть роль передающей давление среды при низких температурах.

Желание совместить преимущества гидроэкструзии и низкотемпературного деформирования наталкивалось на вроде бы неразрешимую проблему: жидких сред, способных передавать усилия при криогенных температурах, не существует. Есть примеры создания квазигидростатического давления при криогенных температурах применением твердых тел, но, как правило, диэлектриков и только в статических условиях.

Тем не менее, в последней четверти прошлого века низкотемпературная квазигидроэкструзия была реализована, удалось начать осваивать «IV континент» (см. рис. 1). С ролью среды, посредством которой оказалось возможным осуществить продавливание металлической заготовки через матрицу при криогенных температурах, удовлетворительно справились парафин, графитовый порошок. Но безусловным лидером в этом качестве оказался индий. Он достаточно пластичен при криогенных температурах, чтобы обеспечить квазигидростатическую передачу давления на выдавливаемую заготовку, и, в то же время, вязкость его такова, что, в отличие от жидкостных устройств высокого давления, не требуется специальных мер для удержания его в камере высокого давления, что, кстати, определяет и безопасность эксплуатации экструзионных устройств, где он используется в качестве передающей давление среды.

Что же нового преподнесло *криодеформирование* – вступление на «четвертый континент»?

Эффекты, наблюдаемые при тех или иных исследованиях, условно можно разделить на три группы: с ожидаемыми результатами, результатами неожиданными, но находящими свое объяснение, и результатами, объяснение которым так и не удается (хотелось бы думать, что временно) найти.

Ожидаемыми результатами было получение высокодисперсной структуры в ряде металлов и сплавов, что приводило к повышенным значениям прочностных характеристик по сравнению с теми, которые можно было достичь при комнатной либо повышенных температурах деформирования. Платой за это, естественно, было снижение пластичности, но этот момент требует дополнительного рассмотрения. Особенности многих металлов и сплавов, претерпевших БКД таковы, что после достижения высоких значений предела текучести в материале практически не наблюдается равномерного удлинения, но и хрупкое разрушение не имеет место. Развивается локальная деформация с образованием шейки, причем поперечное сужение до момента разрушения достигает больших значений, вплоть до 80-90%. В целом это положительный результат, так как в большинстве случаев конструкторов интересует именно характеристики металла до начала его пластической деформации. Поведение при нагревах после БКД однофазных «модельных» металлов, таких, как медь, никель, поликристаллических в исходном состоянии, предсказуемо: чем ниже температура при БКД, тем раньше в них идут процессы возврата и рекристаллизации. Иная картина в том случае, если барокриодеформированию подвергаются монокристаллы этих металлов. Деформирование при криогенных температурах в условиях всестороннего сжатия, что имеет место при БКД, позволяет металлу в значительной мере сохранить регулярность структуры, монокристалльность, что

определяет необходимость нагрева до значительно более высоких температур для начала протекания процессов возврата и рекристаллизации, чем в случае деформирования этих объектов при комнатной и повышенных температурах. То есть снижение температуры деформирования приводит к повышению температуры возвратных процессов.

Достижение улучшенных характеристик при повышенных температурах конструкционных материалов, подвергнутых БКД, имеет разные причины. Так, предел текучести сплава PE16, применяемого для турбин, при рабочей температуре 750°C удается повысить почти в полтора раза, но объясняется это скорее стабилизирующими свойствами за счет имеющих место в исходном состоянии микровкраплений, тормозящих возвратные процессы в сильнодеформированном при БКД материале.

Получение высокопрочного состояния при повышенных температурах такого материала как сталь X18H10T (1,6-1,7 ГПа при 500°C) имеет другое объяснение. При БКД этой стали, аустенитной в исходном состоянии, достигается практически полный мартенситный переход. Состаривание этого мартенсита в оптимальной температурной области приводит к дополнительному росту механических свойств материала с образованием структуры, устойчивой к нагревам.

В группе результатов неожиданных стоит упомянуть то, что при БКД аустенитной в исходном состоянии стали X18H10T после относительно невысоких деформаций (25-30%) наблюдается практически полный переход аустенита в мартенсит, хотя, как известно, плотность мартенсита ниже, чем аустенита, и энергетически такой переход при всестороннем сжатии, что имеет место при БКД, невыгоден. Объяснение этому факту было найдено в обнаруженной двустадийности мартенситного перехода, что потребовало применения так называемого общего случая БКД, при котором экструдирование заготовки осуществляется за счет разницы давлений в рабочей камере и камере противодействия.

Вообще говоря, общий случай БКД приходится использовать при деформировании низкопластичных металлов и сплавов, таких, как гафний и хром, никелид титана и пальцевая сталь, чтобы обеспечить возможность пластического их деформирования при низких температурах. Но неожиданным (и еще не объясненным) оказался результат на стали X18H10T, хорошо деформируемой и при частном случае БКД (без приложения противодействия). Осуществление общего случая БКД на этой стали на 10-15% привело к практически полному мартенситному переходу, причем предел текучести после оптимальных термообработок составил 2,4-2,5 ГПа, чего ни при каких других видах воздействия на этой стали достичь не удавалось.

Свойства металлов, деформированных в экстремальных условиях криогенных температур и всестороннего сжатия, в настоящее время изучают в ряде исследовательских коллективов, но реализация этого воздействия вплоть до настоящего времени осуществляется только в ИФТТМТ ННЦ «Харьковский физико-технический институт». В книге о харьковских физиках, вышедшей несколько лет назад, низкотемпературное квазигидроэкструдирование металлов и сплавов названо «технологией XXI века», поэтому представляется желательным и вероятным, что появятся новые центры по развитию этого прогрессивного метода воздействия на металлы и сплавы.

Литература.

1. Khaimovich, P. A. Metal Nanostructuring through Cryodeformation under All-Round Compression, in Handbook of Mechanical Nanostructuring (ed M. Aliofkhazraei), Wiley-VCH Verlag, Weinheim, Germany (2015).

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ ЧАСТИЦ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В СОСТАВЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ СМЕСИ ПОРОШКОВ

Калиниченко А.С., Кривошеев Ю.К., Мешкова В.В.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,
vera.miashkova2015@gmail.com

Повышение эксплуатационных характеристик рабочих поверхностей является важной научной и практической задачей. Представляет интерес ввод в напыляемую смесь самофлюсующегося сплава CP4 керамических порошков на основе оксида алюминия. Для определения влияния объемной доли керамических порошков на изменение температуры потока частиц важно провести математическое моделирование, позволяющее выбрать оптимальные режимы плазменного напыления. Вопросы моделирования процесса плазменного напыления представляют значительный интерес, поскольку не существует универсальных моделей, описывающих процесс напыления. Например, важным аспектом является анализ изменения температуры потока частиц при наличии в них керамической фазы, которая характеризуется высокой температурой плавления. Математическое моделирование в данном случае, учитывает ряд упрощений:

1. Частицы по объему потока распределены равномерно и не происходит расслоения по плотности на протяжении полета.
2. Смесь порошков вводится в струю плазмы у среза плазмотрона.
3. Не происходит изменения траектории струи плазмы и порошкового материала.
4. Свойства плазмы не меняются при снижении температуры.

Смесь напыляемого материала состоит из самофлюсующегося никель-хромового порошка ПГ-ХН80СР4 и оксида алюминия Al_2O_3 с объемной концентрацией Al_2O_3 от 5 до 50%. Диаметр частиц порошков в расчетах принят равным 100 мкм, расстояние от плазмотрона до поверхности 100 мм. Скорость плазмообразующего газа (азот) 47 м/с, объемный расход газа 40 л/мин, массовый расход порошка 5 кг/ч. Для повышения износостойкости и снижения стоимости напыляемой смеси, в самофлюсующийся сплав вводился порошок оксида алюминия. Расчеты проводились для объемной концентрации керамики Al_2O_3 от 5 до 50% и для температуры плазмы на выходе из плазмотрона в интервале от 6000 до 10000 К.

Уравнения изменения температур частиц и газа с учётом конвективного теплообмена имеют следующий вид:

$$m_1 c_1 u \frac{dT_1}{dy} = \alpha F (T_3 - T_1), \quad (1)$$

$$m_2 c_2 u \frac{dT_2}{dy} = \alpha F (T_3 - T_2), \quad (2)$$

$$M c_3 u \frac{dT_3}{dy} = \alpha F [n_1 (T_1 - T_3) + n_2 (T_2 - T_3)], \quad (3)$$

где m_1 и m_2 – масса частиц; c_1 и c_2 – удельные теплоёмкости материалов; T_1 и T_2 – температура частиц; F – площадь поверхности частиц; M , c_3 , T_3 – массовый расход, удельная теплоёмкость и температура газа; α – коэффициент конвективного теплообмена; u – скорость потока газа и частиц; y – расстояние от среза сопла плазмотрона; n_1 и n_2 – число частиц никелевого сплава и керамики, взаимодействующих с потоком газа.

Форма уравнений (1) и (2) близка к уравнениям, приведенным в работе [1]. Коэффициент конвективного теплообмена α выражается следующим образом:

$$\alpha = \frac{\lambda}{D} Nu,$$

где λ – теплопроводность газа; D – диаметр частиц; Nu – число Нуссельта, определяющее конвективный теплообмен поверхности частицы с обтекающим её потоком газа.

В случае обтекания сферической частицы равномерным потоком с постоянными свойствами можно, воспользоваться известной зависимостью Ранца-Маршалла:

$$Nu = 2 + 0,6 \cdot Re^{0,5} Pr^{0,33}.$$

Уравнения (1 – 3) можно упростить, подставив значения массы и площади частиц:

$$\begin{aligned} \frac{dT_1}{dy} &= \frac{6\alpha}{c_1^* u D_1} (T_3 - T_1), \\ \frac{dT_2}{dy} &= \frac{6\alpha}{c_2^* u D_2} (T_3 - T_2), \\ \frac{dT_3}{dy} &= \frac{6\alpha m}{c_3^* u M \rho_1} \left[\frac{1-x}{D_1} (T_1 - T_3) + \frac{x}{D_2} (T_2 - T_3) \right]. \end{aligned}$$

Полученная система уравнений решалась численно в пакете Mathcad стандартной процедурой с использованием функции Rkadapt – решение системы обыкновенных дифференциальных уравнений методом Рунге-Кутты с автоматическим выбором шага.

В случае, когда замена осуществляется объёмными долями, масса материала, вводимого в поток, уменьшается, так как плотность основного компонента (самофлюсующийся сплав) более чем в два раза превышает плотность керамики. При этом объёмные удельные теплоёмкости (произведение плотности на удельную массовую теплоёмкость) отличаются незначительно, так как:

$$\rho_1 c_1 = c_1^* = 4,8332 \text{ кДж}/(\text{м}^3 \cdot \text{К}), \quad \rho_2 c_2 = c_2^* = 4,7697 \text{ кДж}/(\text{м}^3 \cdot \text{К}).$$

То есть, различие в произведениях плотности на теплоемкости не превышает 1,5%. Поэтому доля керамики в смеси, как показали расчёты, не влияет значительно на характер распределения и значения температуры (рисунок 1). При увеличении объёмного содержания керамики в смеси от 5 до 50 % температура частиц оксида алюминия снижается только на 50-60°C, т.е. на 2,3-3,0 %. Более значительно температура частиц зависит от температуры плазмы.

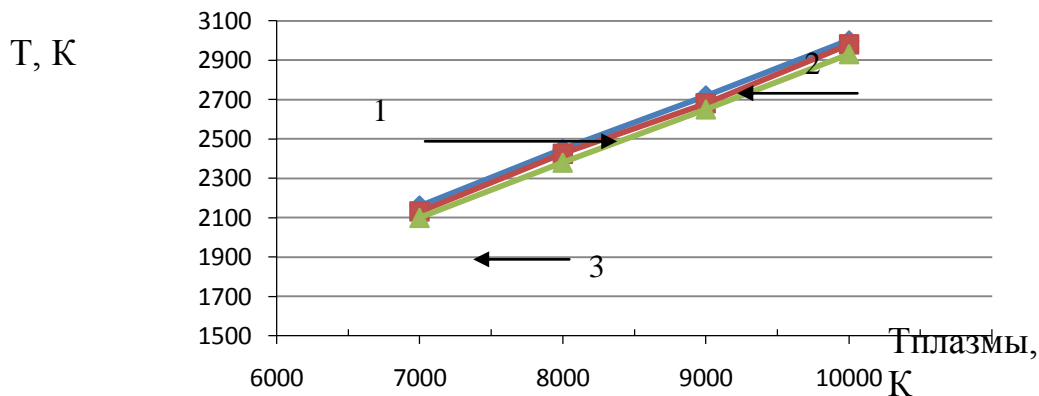


Рисунок 1 – Влияние температуры плазмы на выходе из плазмотрона на температуру частиц Al₂O₃ в момент их соприкосновения с поверхностью образца для различного объемного содержания керамики в смеси: 1 – 5% керамики, 2 – 25% керамики, 3 – 50% керамики; диаметр частиц – 100 мкм.

Анализ результатов расчета (рисунок 1) показывает, что при росте температуры плазмы от 7000 К до 10000 К температура частиц керамики возрастает примерно на 800 градусов. При размере частиц керамики 100 мкм они достигают температуры плавления при температуре плазмы не ниже 7400 К при концентрации 5% и 7700 К – для концентрации 50%.

Анализ расчетов изменения температуры на различном расстоянии от среза плазмотрона показал, что заметное различие температуры металлических и керамических частиц наблюдается на расстоянии более 5 см от выходного отверстия, когда температура самых нагретых частиц выше на 10 градусов менее нагретых. Зависимость температуры частиц керамики и самофлюса имеет экспоненциальный характер (рисунок 2). Причем, для всего диапазона расчетных величин температура самофлюсующегося порошка при контакте с основой превышает температуру плавления.

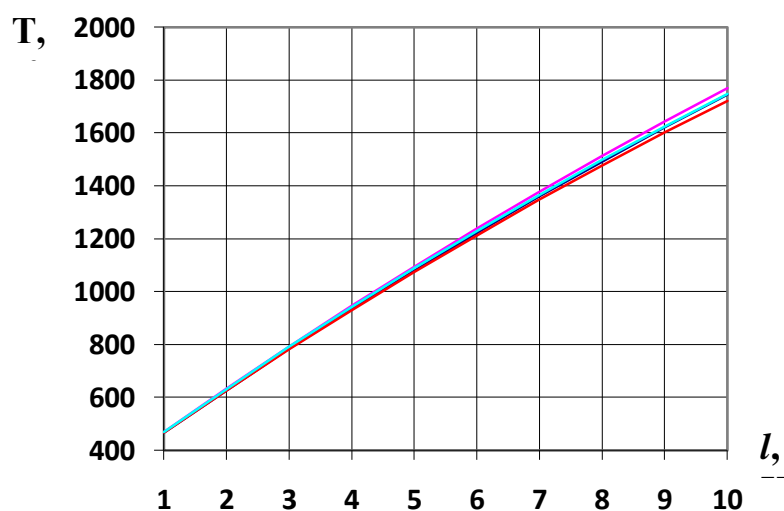


Рисунок 2 – Расчетное изменение температуры составляющих смеси от момента ввода в плазму до соприкосновения с подложкой для частиц размером 100 мкм и температуры плазмы 6500 К.

Анализ результатов расчета показывает, что средняя объемная температура потока снижается примерно на 15 градусов при увеличении доли керамических частиц от 5 до 25%. Следствием снижения температуры потока может быть ухудшение адгезии наносимого слоя к подложке, а также более слабая связь между частицами никель-хромового сплава и окиси алюминия.

Список литературы

1. Nejat Y. Sari, Muharrem Yilmaz. Improvement of wear resistance of wire drawing rolls with Cr–Ni–B–Si+WC thermal spraying powders // Surface & Coatings Technology. 2008. -Vol. 202. - p. 3136–3141.

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕДИ М06

Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Гангало А.Н., Бурховецкий В.В., Волкова Г.К.
Глазунова В.А.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина. Донецк
Sennikova_lf@ukr.net

Микроскопические поры и трещины образуются в процессе пластической деформации твердых тел или вследствие технологических особенностей получения последних. Как правило, увеличение деформационной пористости ведет к деградации физико-механических характеристик материалов [1].

Предполагается, что накопление больших значений суммарной деформации с малыми разовыми степенями вносит меньше деформационных повреждений, чем в случае применения больших разовых деформаций, что позволит повысить физико-механические свойства материала [2]. Поэтому, была выбрана схема равноканального углового прессования (РКУП), позволяющая деформировать материал при сдвиговой деформации в дробном режиме ($e < 1$), а для сравнения – традиционная схема РКУП ($e \geq 1$).

Цель настоящей работы заключалась в изучении эволюции зеренной и дефектной структуры (микропоры) меди в результате деформации разными схемами равноканального углового прессования и влияния этих структурных характеристик на механические свойства материала.

Исходным материалом служили промышленные горячепрессованные прутки меди М06 диаметром 50 мм, которые прессовали до диаметра 30 мм, а затем часть из них с диаметра 30 мм до диаметра 20 мм, а часть до диаметра 16 мм. Полученные заготовки отжигали при температуре 600°C в течение 2 часов. Деформационную обработку образцов осуществляли РКУП при комнатной температуре по двум схемам представленным на рис.1 а, б.

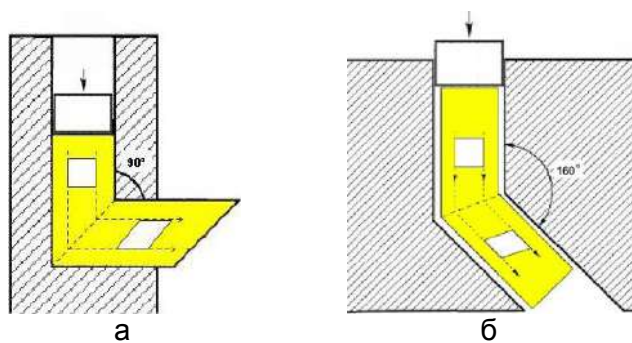


Рисунок 1- Схемы деформационной обработки заготовок методом РКУП с разными углами пересечения каналов ϕ (а – $\phi=90^\circ$, б – $\phi=160^\circ$)

Для деформации методом РКУП с углом пересечения каналов $\theta = 90^\circ$ (рис.1 а) заготовки диаметром 20 мм проходили через каналы деформирующей матрицы от 1 до 6 раз с поворотом заготовки на 180° . Разовая эквивалентная деформация за один цикл прессования составляла $e = 1$.

На рис.1 б показана схема деформации РКУП с углом пересечения каналов $\phi = 160^\circ$. Заготовки диаметром 16 мм проходили через каналы деформирующей матрицы от 5 до 30 раз с поворотом заготовки на 180° . Разовая эквивалентная деформация за один цикл прессования составляла $e = 0.2$.

Накопленная суммарная деформация образцов в первом и во втором случаях была одинакова.

Термическую обработку образцов проводили в лабораторной печи СНОЛ-7,2 /1100.

Дефектную структуру (микропоры, микротрещины), свойства образцов в исходном состоянии и после деформации анализировали методами дюрOMETрических (твердомер Викаерса HV-5), волюметрических (весы SHIMADZU) исследований,

растровой электронной микроскопии (JEOL JSM-6490), а также электронной микроскопии на просвет и рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН – 3 с использованием K_{α} и K_{β} излучений.

Сканирование поверхности поперечного шлифа медных прутков, диаметром 20 мм и 16 мм проводили с помощью растровой электронной микроскопии в ВЕС – режиме с шагом 1 мм.

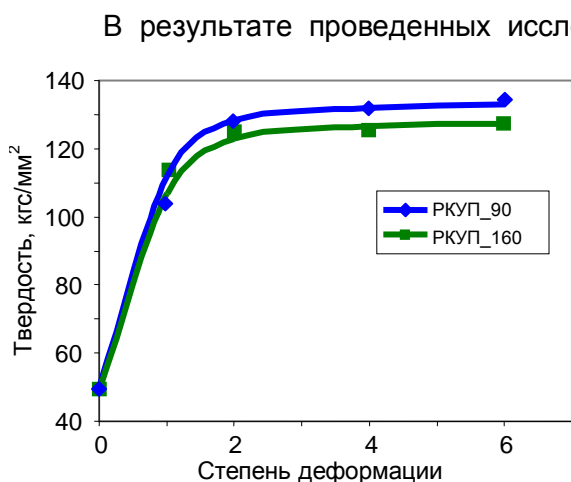


Рисунок 2 - Изменение твердости меди при разных режимах РКУП.

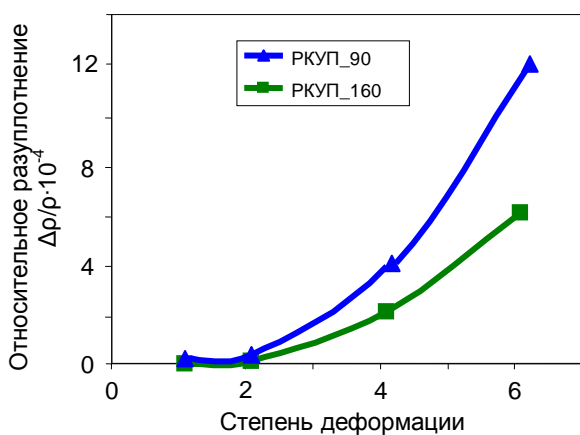


Рисунок 3 - Величина относительного разуплотнения материала при разных режимах РКУП.

Рентгеноструктурные исследования тонкой структуры показали, что в данном случае, при больших накопленных деформациях, уровень микродеформации решетки меди и плотность хаотично расположенных дислокаций меньше на порядок по сравнению с образцами после традиционного РКУП (рис.4).

Получены данные и построены гистограммы распределения пор по размерам. Подавляющее большинство пор имеют размеры десятых и сотых долей микрона, что совпадает с размерами блоков мозаики по данным рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии на просвет.

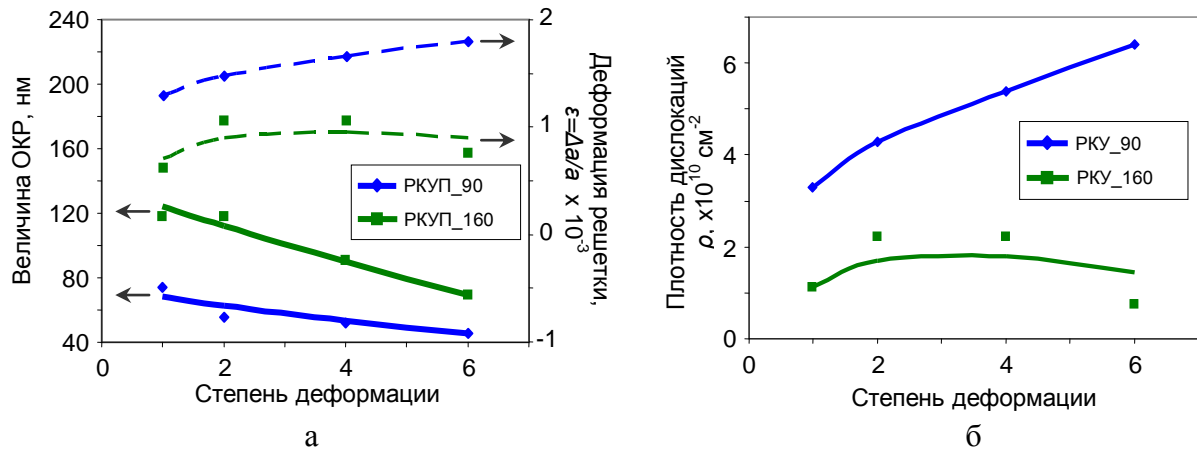


Рисунок 4 - Данные рентгеноструктурного анализа для меди, деформированной РКУП при разных режимах.

На рис.5 показаны снимки электронной микроскопии образца, деформированного в дробном режиме ($\epsilon < 1$) со степенью деформации $\Sigma\epsilon = 2$, которые иллюстрируют зародышевую пору, ее структурное расположение и превращение в микротрещину в процессе деформации сдвигом.

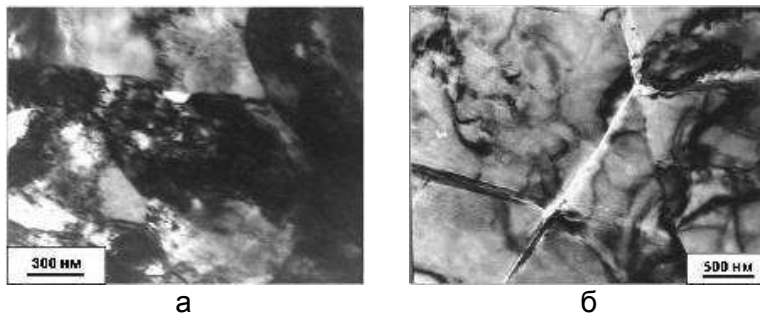


Рисунок 5 - ПЭМ изображения формирования при РКУП микропор (а) и микротрещин (б).

Выводы

В результате проведенных исследований выявлено влияние различных схем РКУП на деформационную пористость материала и его физико-механические свойства.

Определена связь между деформационным разуплотнением, тонкой структурой и твердостью материала. Показано, что с увеличением степени деформации до $\Sigma\epsilon = 6$ количество несплошностей в материале резко увеличивается, а твердость практически не повышается, что характерно для обеих схем РКУП.

Анализ полученных экспериментальных данных по структуре, упрочнению и деформационной пористости медных образцов в результате применения различных схем РКУП показал, что с точки зрения уменьшения дефектности материала, более предпочтительной является схема деформации меди в дробном режиме ($\epsilon < 1$).

Литература

1. Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 376 с.
2. Матросов Н.И., Сенникова Л.Ф., Павловская Е.А. и др. Субмикроструктурная структура меди после больших пластических деформаций. // Металлофизика и новейшие технологии.-2003.- Т.25, № 10. – С. 1321 – 1328.

ПРОЧНОСТНАЯ НАДЕЖНОСТЬ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНОСИМЫХ НА ШТОКИ ГИДРОЦИЛИНДРОВ

Белоцерковский М.А.¹, Яловик А.П.², Гоман А.М.¹

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь
mbelotser@gmail.com

²ОАО «Нефтезаводмонтаж», Новополоцк, Беларусь

Шток гидроцилиндра строительно-дорожных машин (СДМ) работает в условиях циклически изменяющихся в процессе эксплуатации нагрузок, различных температурных режимах, при этом сопряжения «шток-цилиндр» испытывают удары при подъеме и опускании, что значительно снижает срок службы гидроприводов. На масляной поверхности штока гидроцилиндра оседает пыль, капли влаги и частицы грунта. Перемещаясь, шток увлекает их за собой, что приводит к нарушению герметичности манжет, появлению задиров, рисок, тем самым, загрязняя рабочую жидкость гидросистемы и способствуя повышенному изнашиванию сопряженных деталей гидропривода и как следствие интенсивной утечки жидкости.

Для восстановления рабочей поверхности штоков СДМ предлагаются различные методы наплавки, газотермического напыления, электроискрового легирования, гальванического осаждения. Причем выбор потребителем технологии восстановления-упрочнения штоков основывается на результатах чужого или собственного опыта и определяется, в основном, эмпирическим путем с учетом стоимости оборудования.

Авторами данной работы предлагается технология восстановления, основанная на совместном использовании метода гиперзвуковой металлизации и эффекта трибомодифицирования. При этом восстановленная нанесением стального покрытия поверхность штока проходит процесс приработки в консистентной смазке, содержащей наноразмерный наполнитель. Прочность сцепления стальных покрытий с поверхностью штока составляет от 50 до 65 МПа, что значительно превышает возможности многих других технологий. Однако того, чтобы гарантировать требуемые показатели работоспособности восстановленных штоков, необходимо выполнить аналитическую оценку минимально необходимой величины адгезии покрытий.

Предложенная ранее [2] концепция прочностной надежности деталей с покрытиями позволяет не только оценить пределы использования каждого из методов газотермического напыления, но прежде всего аналитическим путем установить необходимый уровень прочности сцепления покрытий на деталях узлов трения широко распространенного технологического оборудования и транспортных машин, который должен быть обеспечен используемыми методами восстановления.

Прочностная надежность покрытия зависит от его напряженного состояния, обусловленного контактными и касательными напряжениями, действующими на поверхность покрытия. Оценка прочностной надежности покрытия может быть проведена с помощью эквивалентного напряжения $\sigma_{экв}$, зависящего от вида напряженного состояния и определенного по одной из теорий прочности. Наиболее распространенной является теория прочности Мора, по которой $\sigma_{экв} = \sigma_1 - \nu\sigma_3$, где

$\nu = \frac{\sigma_{вр}}{\sigma_{сж}}$ - отношение предела прочности при растяжении к пределу прочности при

сжатии материала покрытия; σ_1, σ_3 - максимальные и минимальные главные напряжения, действующие в зоне сцепления покрытия с основой.

Учитывая, что для большинства деталей толщина покрытия незначительна по сравнению с размерами зоны сопряжения деталей, в первом приближении напряженное состояние в покрытии может быть описано с помощью стержневой модели и в зоне сцепления покрытия с деталью может быть изображено с помощью элементарного параллелепипеда. Для этого случая, главные напряжения определяются из выражений:

$$\sigma_1 = -\frac{P}{2} + \sqrt{\left(\frac{P}{2}\right)^2 + \tau^2}, \quad \sigma_3 = -\frac{P}{2} - \sqrt{\left(\frac{P}{2}\right)^2 + \tau^2}.$$

Тогда, принимая $\nu = 1$, $\sigma_{\text{экв}} = \sqrt{P^2 + 4\tau^2}$

Условие прочностной надежности покрытия по критерию прочности его сцепления с деталью имеет вид: $\sigma_{\text{экв}} = \frac{\sigma_{\text{сц}}}{k_3}$ или $\sigma_{\text{экв}} k_3 \leq [\sigma_{\text{сц}}]$, где $\sigma_{\text{сц}}$ – растягивающее напряжение (при нормально приложенной нагрузке), при котором происходит отрыв покрытия от основы, определяемое экспериментально (прочность сцепления на отрыв); k_3 – коэффициент запаса прочности.

После ряда подстановок было получено выражение для определения минимально возможной прочности сцепления покрытия со штоком:

$$\sigma_{\text{сц}} \geq \frac{k_3}{2} \cdot \frac{F}{d^2} \left[\left(10 \frac{E_n \Delta l_2}{E_w d l_1} + \frac{4}{\pi} \right) + K \frac{(l_2 - l_1) d \Delta}{l_1^3} + \sqrt{\left(10 \frac{E_n \Delta l_2}{E_w d l_1} + \frac{4}{\pi} - K \frac{(l_2 - l_1) d \Delta}{l_1^3} \right)^2 + 4 f^2 \left(K \frac{l_2 - l_1}{l_1^2} \cdot \frac{d \Delta}{l_1} \right)^2} \right], \quad (1)$$

где $\sigma_{\text{сц}}$ – прочность сцепления покрытия со штоком, Н/м²; k_3 – коэффициент запаса прочности, равный 1,15 для давлений рабочей жидкости в гидроцилиндрах до 25 МПа и равный 1,20 для более высоких давлений; F – осевая сила, действующая на шток со стороны исполнительного механизма, Н; d – диаметр штока, м; f – коэффициент трения в трибосопряжении «шток – грундбукса гидроцилиндра»; E_n и E_w – модули упругости материалов покрытия и штока соответственно, Н/м²; Δ – диаметральный зазор между штоком и грундбуксой гидроцилиндра, м; l_1 – длина участка штока, расположенного в гидроцилиндре, м; l_2 – длина участка штока, расположенного за пределами гидроцилиндра, м; K – коэффициент, определяющий величину возможного контактного напряжения в центральной зоне контакта.

Выполненные расчеты для гидроцилиндра внутренним диаметром 80мм; диаметром штока 50 мм; давлением в бесштоковой камере 20 МПа; осевой силой, действующая на шток = $5 \cdot 10^4$ Н; зазором $\Delta = 20 \cdot 10^{-6}$ м; $l_1 = 0,075$ м; $l_2 = 0,8$ м; модулем упругости стального покрытия - $1 \cdot 10^{11}$ Н/м²; модулем упругости материала штока и цилиндра - $2,15 \cdot 10^{11}$ Н/м², показали, что прочность сцепления покрытий при восстановлении штока данного гидроцилиндра должна составлять не менее 29,7 МПа. В этом случае можно использовать технологии плазменного и газопламенного напыления стальных проволок, а также традиционную электродуговую металлизацию. При уменьшении диаметра штока до 0,04 м и увеличении зазора до 30 мкм минимальная прочность сцепления составляет 47 МПа.

Литература

1. Белоцерковский, М.А. Учет эксплуатационных нагрузок при выборе метода упрочнения-восстановления быстроизнашивающихся деталей / М.А. Белоцерковский, А.М. Гоман // Механика машин, механизмов и материалов. – 2008. – № 1(2). – С. 74–77.

**КИНЕТИКА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ
С УМЗ СТРУКТУРОЙ**

**Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Семенова И.П.², Клевцова Н.А.¹, Ганеев А.В.²,
Линдеров М.Л.¹, Засыпкин С.В.¹**

¹⁾ *Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
Klevtsov11948@mail.ru*

²⁾ *НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,
rzvaliev@outlook.com*

Целью настоящей работы является изучение кинетики усталостного разрушения ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов с различным типом кристаллической решетки в сравнении с крупнозернистыми (КЗ) материалами.

В качестве исследуемых материалов использовали низколегированную трубную сталь 09Г2С, углеродистую сталь 45 (материалы с ОЦК решеткой), алюминиевый сплав АК4-1 (материал с ГЦК решеткой) и титановый сплав ВТ6 (материал с ГПУ решеткой).

Сталь 09Г2С исследовали в исходном (горячекатаном) состоянии и после РКУП. РКУП проводили по режиму: гомогенизирующий отжиг при 820 °С + закалка в воде + отпуск при 350 °С + РКУП при 350 °С (маршрут Вс, n=4, φ = 120°) + дополнительный отжиг при 350 °С с выдержкой 10 мин. Сталь 45 исследовали после закалки + высокого отпуска (550 °С) и после РКУП по режиму: закалка от температуры 800 °С в воде + средний отпуск (350 °С) + РКУП при 350 °С (маршрут Вс, n=6, φ = 120°). Алюминиевый сплав АК4-1 исследовали в состоянии Т6 (закалка + старение) и после РКУП при 160 °С (маршрут Вс, n=2, φ = 90°). Титановый сплав ВТ6 исследовали в исходном (горячекатаном) состоянии и после РКУП по режиму: гомогенизирующий отжиг + закалка в воде от температуры 960 °С + отпуск при 675 °С в течение 4 часов + РКУП при 650 °С (маршрут Вс, n=6, φ = 120°).

Структуру стали и сплавов в крупнозернистом (КЗ) состоянии исследовали в металлографическом микроскопе; тонкую структуру после РКУП – в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOLJEM 2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Испытания материалов на твердость проводили на твердомере ТН 300; статическое растяжение образцов со скоростью 5 мм/мин – на универсальной испытательной машине Н50КТ. Усталостные испытания призматических образцов толщиной 10 мм проводили при температуре 20 °С по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802 при ν=10 Гц, R=0,1 и различных значениях ΔР. Микрофрактографические исследования изломов проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) SIGMA фирмы «ZEISS».

На рисунке 1 показана тонкая структура исследуемых материалов после РКУП; в таблице 1 – размер зерна и механические свойства данных материалов.

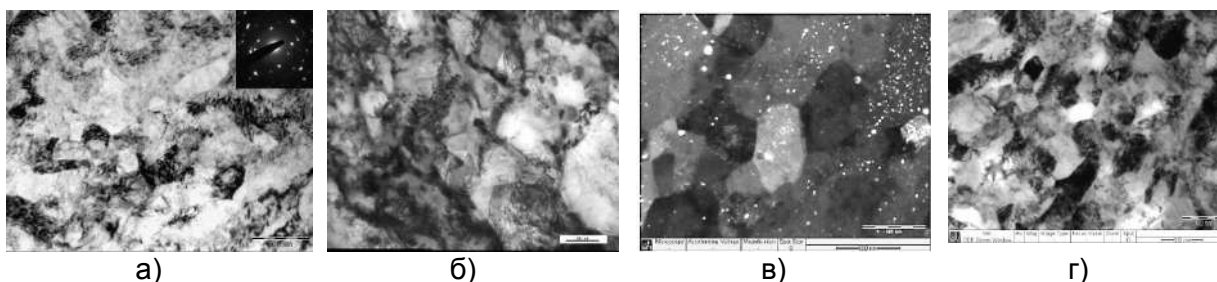


Рисунок 1 – Тонкая структура после РКУП стали 09Г2С (а), стали 45 (б), сплава АК4-1 (в) и сплава ВТ6 (г) (ПЭМ)

Таблица 1 – Размер зерна и механические свойства исследуемых материалов

Материал	Состояние	$d_{ср.}$, мкм	НВ	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
09Г2С	Исходное	12	143	485	354	25
	После РКУП	0,33	331	838	655	10
Сталь 45	Закалка + высокий отпуск	10	302	985	839	8
	После РКУП	0,56	346	1171	1064	5
АК4-1	Т6 (закалка + старение)	40	122	370	320	16
	После РКУП	0,3	126	460	420	8
ВТ6	Исходное	15	331	950	849	12
	После РКУП	0,24	341	1090	990	9

Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения исследуемых материалов показал (рис. 2), что при одном и том же значении размаха коэффициента интенсивности напряжения ΔK , скорость распространения усталостной трещины в УМЗ стали 09Г2С и стали 45 ниже, чем в крупнозернистых сталях, а скорость распространения усталостной трещины в УМЗ сплавах АК4-1 и ВТ6 – выше, чем в крупнозернистых сплавах.

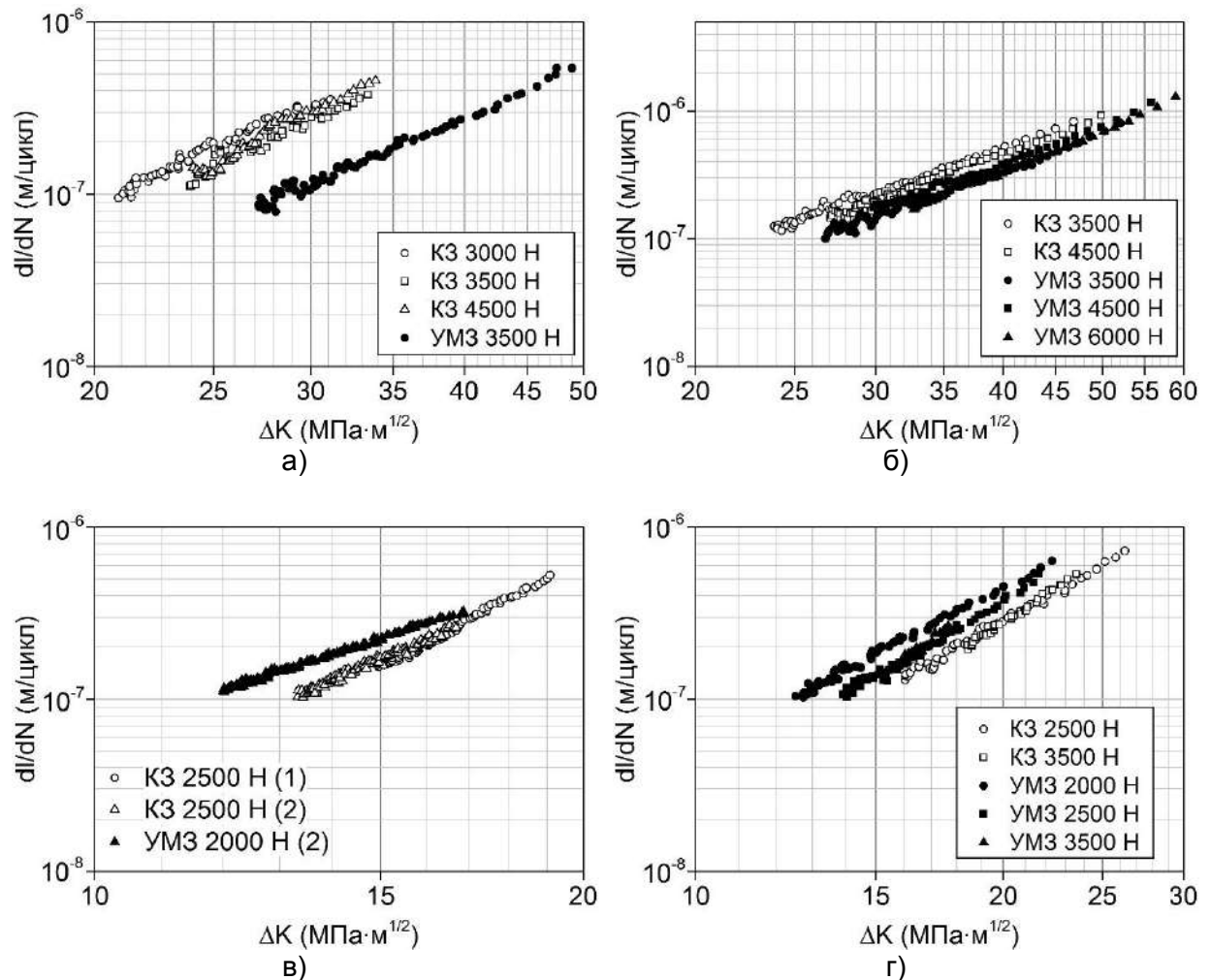


Рисунок 2 – Прямолинейные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения стали 09Г2С (а), стали 45 (б), алюминиевого сплава АК4-1 и титанового сплава ВТ6 (г) в КЗ состоянии (светлые точки) и УМЗ состоянии (темные точки)

Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения описывается уравнением Пэриса. Анализ данного уравнения показывает (табл. 2), что коэффициент n в уравнении Пэриса, в большинстве случаев, выше для крупнозернистых материалов, чем для УМЗ материалов. Следовательно, можно заключить, что материалы с УМЗ структурой менее чувствительны к возникающим циклическим перегрузкам.

Таблица 2 – Уравнения Пэриса для исследуемых материалов с КЗ и УМЗ структурой

Структура	КЗ	УМЗ
09Г2С	$\frac{dl}{dN} = 2,8 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,5}$	$\frac{dl}{dN} = 3,4 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,1}$
Сталь 45	$\frac{dl}{dN} = 1,1 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{2,9}$	$\frac{dl}{dN} = 5,7 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,1}$
АК4-1	$\frac{dl}{dN} = 3,2 \cdot 10^{-13} (\Delta K)^{5,0}$	$\frac{dl}{dN} = 5,2 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{3,1}$
ВТ6	$\frac{dl}{dN} = 7,6 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,6}$	$\frac{dl}{dN} = 2,5 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{3,3}$

Макро- и микрофрактографические исследования полученных изломов не выявили принципиальных различий в механизмах усталостного разрушения исследуемых материалов с КЗ и УМЗ структурой.

Выводы

1. При одном и том же значении ΔK скорость распространения усталостной трещины в УМЗ сталях (09Г2С и стали 45) ниже, чем в КЗ сталях, в то время как в алюминиевом (АК4-1) и титановом (ВТ6) УМЗ сплавах выше, чем в КЗ сплавах.

2. Коэффициент n в уравнении Пэриса для большинства исследуемых УМЗ материалов ниже, чем КЗ материалов. Следовательно, УМЗ материалы менее чувствительны к перегрузкам напряжения цикла.

3. Принципиальных различий в механизмах усталостного разрушения исследуемых материалов в КЗ и УМЗ состояниях не обнаружено.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 18-08-00340_а).

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Краев М.В.,* Краева В.С.**

*ЧАО «ЕВРАЗ Днепропетровский металлургический завод»,
г. Днепр, Украина, *krav_79@mail.ru*

**Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта
им. ак. В. Лазаряна, г. Днепр, Украина, *krava_violetta@i.ua*

Введение. Формоизменение металлов при холодной пластической деформации имеет ограниченные возможности и зависит от их реологических свойств. Улучшение условий обработки металлов происходит за счет повышения энергии в зоне деформации. Это достигается путем локализации очага деформации (повышения уровня механической энергии) или применения комбинированных способов обработки с использованием источника других видов энергии, в частности энергии электромагнитного поля.

Постановка проблемы. Сопротивление деформации металла, его интенсивность упрочнения, напрямую зависит от эволюции дефектов кристаллической решетки. Известно положительное влияние магнитного поля (МП) на движение дислокаций, на их взаимодействие со стопорами (магнитопластический эффект) [1, 2]. Существует ряд исследований о влиянии постоянного МП в частных случаях деформации металлов [3, 4]. Для практического использования МП в технологиях обработки давлением требуются обобщенные данные по упрочнению металлов в процессе стандартных испытаний на растяжение и сжатие.

Методика эксперимента. Предложено использование постоянного МП индукцией порядка $B = 1$ Тл в процессах обработки металлов давлением. Создана экспериментальная установка: образец металла деформируется на гидравлическом прессе, перпендикулярно главному направлению деформации расположены сердечники электромагнита. Проведены испытания на растяжение образцов сталей Ст3, 40Х, 20Х13, ЭП-56, меди М3, дюралюминия Д16 и испытания на сжатие сталей 20Х13, ЭП-56, меди М3, алюминия АД0. Для растяжения использовались образцы типа III по ГОСТ 1497-84. Для сжатия – цилиндрические образцы типа III по ГОСТ 25.503-97 с соотношением диаметра к высоте 1:1,5. Скорость деформации при испытаниях на растяжение и сжатие: $0,02-0,03 \text{ с}^{-1}$.

Изложение основных материалов исследования. В результате наложения МП происходит снижение предела текучести и (или) прочности металлов при растяжении (рис. 1 и табл. 1).

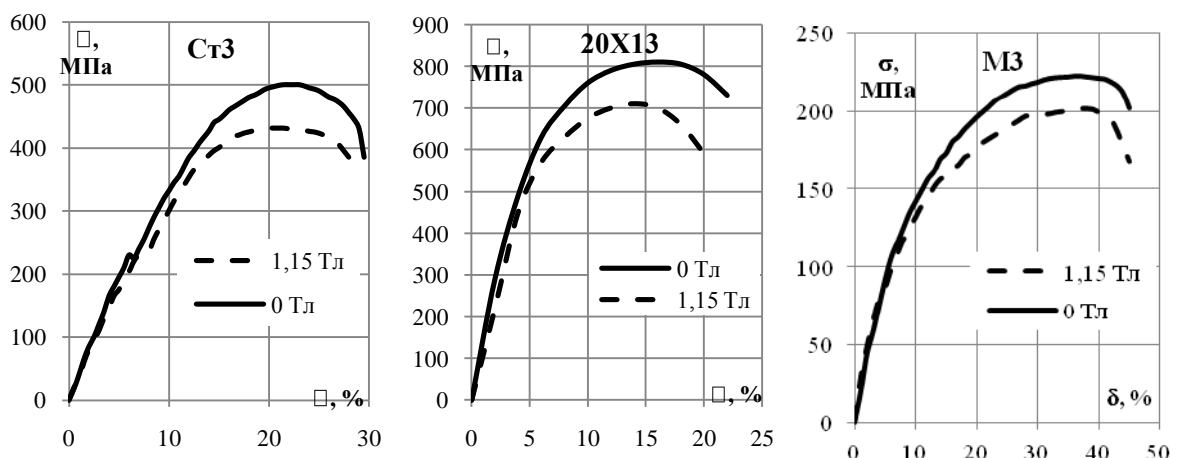


Рисунок 1 - Диаграммы испытаний на растяжение

Таблица 1 - Механические свойства металлов, полученные испытанием на растяжение

В, Тл	σ_T или $\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
на сталь Ст3			
0	228±2	502±10	29±0,6
1,15	228±2	428±8	28±1,2
на сталь 40X			
0	383±8	715±15	25±0,1
1,15	298±8	680±18	25±0,4
на сталь 20X13			
0	640±13	807±19	22±0,8
1,15	480±20	717±16	20±0,5
Но МП сталь ЭП-56			
0	943±63	1170±40	13±0,9
1,15	750±60	1083±62	12±0,9
до медь М3			
0	91±6	223±2	46±1,1
1,15	92±5	206±3	46±1,0
дюралюминий Д16			
0	128±2	237±3	11±0,3
1,15	121±3	235±2	9±0,3

Эффективность влияния МП увеличивается с ростом его силы (индукции В). В МП максимальной индукции 1,15 Тл получено снижение предела прочности стали Ст3 на 15 %. Для стали 40X – снижение условного предела текучести на 22 %. Для стали 20X13 – снижение условного предела текучести на 25 % и предела ее прочности на 11 %. Для стали ЭП-56 – снижение условного предела текучести на 20 % и предела прочности на 7 %. Для меди М3 – снижение предела прочности на 8 %. Для дюралюминия Д16 – снижение относительного удлинения на 13 %.

При сжатии в МП (рис. 2) индукцией 1,15 Тл как и при растяжении наблюдается снижение напряжения течения сталей 20X13 и ЭП-56 на 15-23 %. при сжатии меди М3 и алюминия АД0 в индукцией 0,56 Тл напряжение течения возрастает на 5-53 %. Наибольшее изменение напряжения течения имеет место в начальной стадии деформирования (степень деформации 15-20 %). Но в магнитном поле интенсивность упрочнения металла изменяется и при дальнейшем сжатии образцов (кроме меди М3) кривые напряжения течения совпадают.

Упрочнение металлов при деформации описано по методике [5].

Изменение напряжения течения описывается известным уравнением Холломона:

$$\sigma_s = K \varepsilon^n, \quad (1)$$

где σ_s – напряжение течения, МПа; ε – логарифмическая деформация; K – коэффициент упрочнения, МПа; n – показатель упрочнения. Значения коэффициентов уравнения (1) приведены в таб. 2.

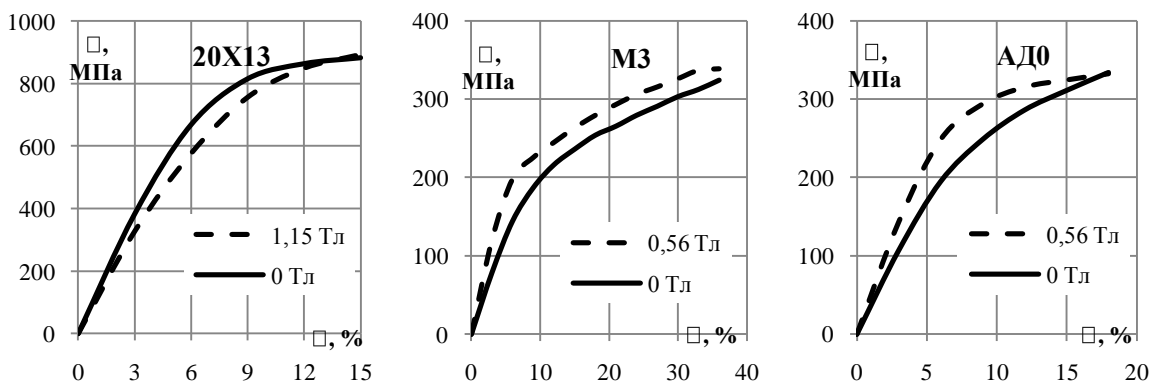


Рисунок 2 - Диаграммы испытаний на сжатие

Таблица 2 - Значения коэффициентов упрочнения металлов

Материал	Вид деформации	B = 0 Тл		B = 1,15 или 0,56 Тл	
		K, МПа	n	K, МПа	n
Ст3	растяжение	1157	0,53	850	0,43
40X	растяжение	2119	0,58	2045	0,61
20X13	растяжение	2294	0,51	1927	0,49
	сжатие	1277	0,29	1149	0,22
ЭП-56	растяжение	5454	0,62	5021	0,66
	сжатие	1895	0,34	2298	0,47
М3	растяжение	432	0,57	369	0,48
	сжатие	523	0,48	481	0,35
Д16	растяжение	1451	0,96	1804	1,00
АД0	сжатие	606	0,43	494	0,28

Вид диаграммы растяжения для дюралюминия близок к линейной функции, что обусловлено высокой прочностью металла, приобретенной в процессе предварительной холодной деформации при изготовлении заготовки.

Из расчетов следует, что МП оказывает влияние не только на начальные значения сопротивления деформации, но и на интенсивность упрочнения. Для ферромагнитных сталей (Ст3, 40X, 20X13, ЭП-56) при растяжении интенсивность упрочнения в МП либо снижается (Ст3), либо остается неизменной (40X, 20X13, ЭП-56). При сжатии же сталей 20X13 и ЭП-56 наблюдалось повышение интенсивности упрочнения. Растяжение и сжатие диамагнитной меди М3 в МП в обоих случаях приводит к снижению интенсивности упрочнения. Растяжение парамагнитного дюралюминия Д16 в МП вызывает рост интенсивности упрочнения, а при сжатии алюминия АД0 – его снижение.

Выводы.

1. Постоянное магнитное поле индукцией порядка 1 Тл оказывает влияние на показатели пластической деформации ферромагнитных (сталь), парамагнитных (алюминий) и диамагнитных (медь) металлов. При растяжении или сжатии достигается изменение сопротивления деформации до 25 %. Наибольшее влияние оказывается на деформацию металлов повышенной прочности.

2. Магнитное поле влияет на интенсивность упрочнения металлов в процессе деформации. Что зависит от магнитных свойств металлов и вида напряженно-деформированного состояния при их обработке давлением.

Список литературы:

1. Альшиц В.И. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы / В.И. Альшиц // Кристаллография. – 2003. – № 5. – С. 826-854.
2. Головин Ю.И. Магнитопластичность твердых тел (обзор) / Ю.И. Головин // Физика твердого тела. – 2004. – №5. – С. 769-803.
3. Делюсто Л.Г. Основы прокатки металлов в постоянных магнитных полях. М.: Машиностроение, 2005. – 272 с.
4. Коновалов С.В. Влияние электромагнитных полей и токов на пластическую деформацию металлов и сплавов: монография / С.В. Коновалов, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2013. – 293 с.
5. ГОСТ 25.503-97. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на сжатие. – Взамен ГОСТ 25.503-80; введ. 01.07.99. – Минск. – 24 с. (Межгосударственный стандарт).

АППАРАТУРНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОГО ВОЛОЧЕНИЯ

Кузнецов В.А., Громов В.Е., Кузнецова Е.С., Косинов Д.А., Невский С.А.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

Внимание исследователей в областях физического материаловедения и обработки материалов в последние годы сосредоточено на использовании внешних энергетических воздействий для интенсификации технологических процессов [1]. Это относится к процессамковки и прокатки [2,3], волочения [4,5], металлообработки [6,7], соединения материалов [8,9], спекания [10,11], листовой штамповки [12,13]. Наиболее подробно использование электрических воздействий отражено в двух последних обзорах [14,15].

Несмотря на растущее использование токовых воздействий для целей интенсификации формоизменения надежные экспериментальные и теоретические представления о процессах пластической деформации весьма ограничены, а физическая природа эффекта пластификации металлов изучена явно недостаточно. Это сдерживает использование перспективного явления в технологии обработки металлов давлением.

Решение задач исследования механизмов развитой электростимулированной пластической деформации и ее практического применения в обработке металлов давлением возможно лишь с применением источников мощных коротких токовых импульсов. Для волочения проволоки из труднодеформируемых сталей и сплавов наиболее эффективно применение источников мощных однополярных токовых импульсов [16].

В настоящей работе приведена схема генератора мощных токовых импульсов и описание системы регулирования параметров электростимулированного волочения.

На рис. 1 приведена схема экономичного и быстродействующего генератора импульсов, выполненная с использованием тиристорных преобразователей. Генератор формирует однополярный токовый импульс синусоидальной формы длительностью ~ 120 мкс, частотой до 500 Гц и амплитудой 8 – 10 кА.

Принцип действия генератора основан на периодическом разряде предварительно заряженного конденсатора на низкоомную нагрузку. Для снижения мощности генератора, потребляемой из питающей сети 380 В, а также с целью регулирования в широких пределах напряжения заряда (амплитуды импульса) вместо нерегулируемого выпрямителя на диодах в схему введены управляемые тиристорные преобразователи.

Для регулирования величины амплитуды импульса реализована двухконтурная система подчиненного регулирования напряжения. Внутренний контур системы автоматического регулирования организован, как контур регулирования тока заряда, а внешний контур – регулирования напряжения заряда конденсаторов. Ограничение максимального тока заряда осуществляется блоком ограничения регулятора напряжения S2, блок ограничения регулятора тока S1 позволяет устанавливать минимальное и максимальное значение угла регулирования тиристорного преобразователя [17].

В процессе опытно-промышленных испытаний было установлено, что частота воспроизведения импульсов тока должна соответствовать скорости движения заготовки. Например, если в момент начала движения заготовки подать импульсы тока, то температура заготовки может увеличиться до 1000 градусов за доли секунды, что приведет к выходу из строя заготовки и волочильного инструмента еще до начала процесса разгона. Для решения этой проблемы были созданы автоматизированные быстродействующие системы управления параметрами волочения – температурой в зоне деформации и усилием волочения.

Для анализа режимов работы при электростимулированном волочении проволоки с использованием системы автоуправления (САУ) и ее совершенствования

выполнена модель САУ процессом электропластического волочения в среде Матлаб Симулинк.

Переходные процессы осциллографировались. При анализе процессов изменения параметров САУ при разгоне электропривода было показано, что импульсы нарастают в функции изменения скорости электропривода, при этом отсутствует недопустимое повышение усилия волочения и недопустимая температура в зоне деформации заготовки.

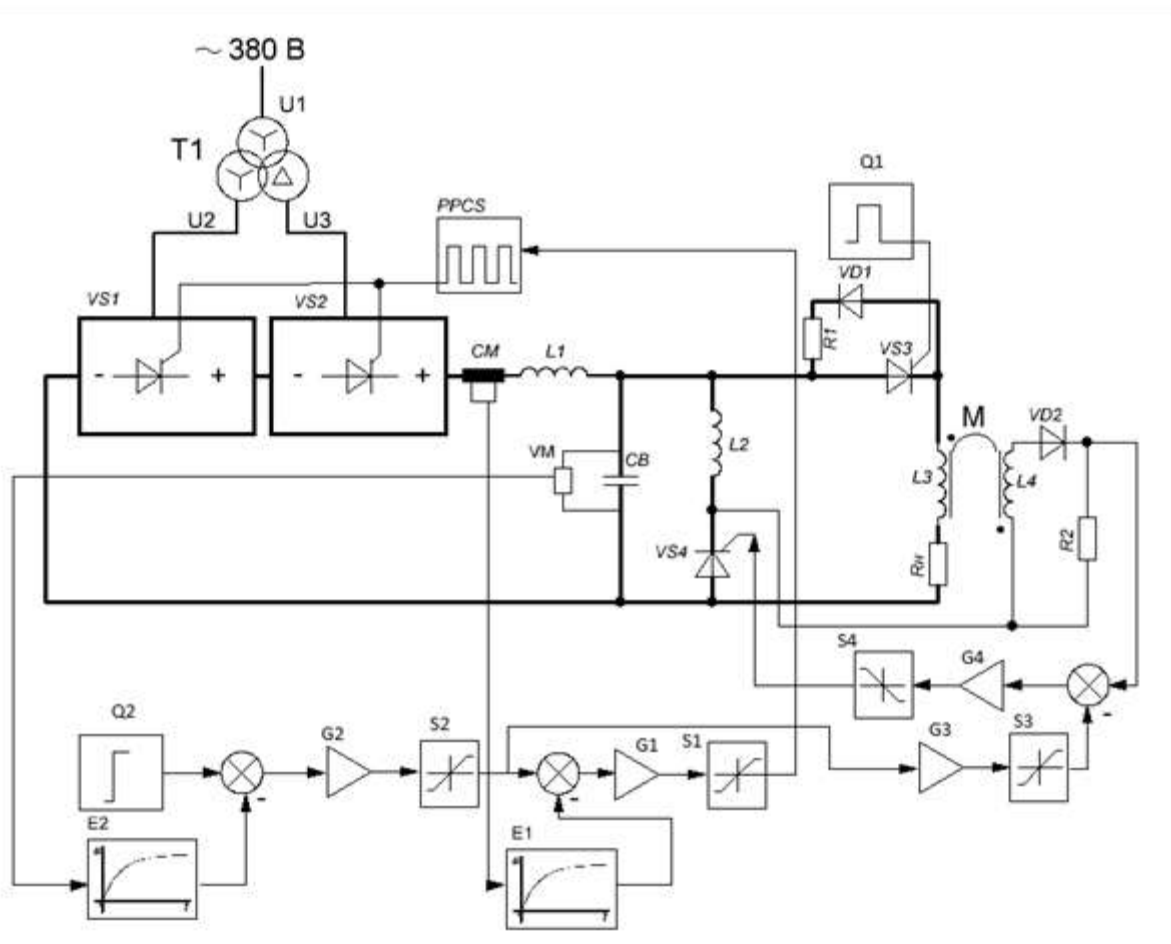


Рисунок 1 - Блок-схема генератора мощных токовых импульсов

Настоящая работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-32-60048 мол_а_дк.

Список литературы

1. A Review of Electrically-Assisted Manufacturing With Emphasis on Modeling and Understanding of the Electroplastic Effect / B.J. Ruzkiewicz, T. Grimm, I. Ragai, L. Mears, J.T. Roth // Journal of Manufacturing Science and Engineering. - 2017. -V. 139. - P. 110801 (1-15).
2. Metallic Forging Using Electrical Flow as an Alternative to Warm/Hot Working / T.A. Perkins, T.J. Kronenberger, J. T. Roth // ASME J. Manuf. Sci. Eng. - 2007. -V. 129(1). - P. 84–94.
3. Mg–3Al–1Zn Alloy Strips Processed by Electroplastic Differential Speed Rolling / X. Li, F. Wang, X. Li, J. Zhu, G. Tang, // Mater. Sci. Technol. - 2016. - V. 33(2). - P. 215–219.

4. Experimental Study of Electroplastic Effect on Stainless Steel Wire 304L / G. Tang, J. Zhang, M. Zheng, J. Zhang, W. Fang, Q. Li, // Mater. Sci. Eng. A. - 2000. -V. 281(1). - P. 263–267.
5. The Engineering Application of the Electroplastic Effect in the Cold-Drawing of Stainless Steel Wire / G. Tang, J. Zhang, Y. Yan, H. Zhou, W. Fang // J. Mater. Process. Technol. - 2003. - V. 137(1). - P. 96–99.
6. Electroplastic Cutting Influence on Power Consumption During Drilling Process / S. Hameed, H.A.G. Rojas, A.J.S. Egea, A.N. Alberro // Int. J. Adv. Manuf. Technol. - 2016. - V. 87(5–8). - P. 1835–1841.
7. Static Electropulsing-Induced Microstructural Changes and Their Effect on the Ultra-Precision Machining of Cold-Rolled AZ91 Alloy / D. Zhang, S. To, Y.H. Zhu, H. Wang, G.Y. Tang // Metall. Mater. Trans. A. - 2012. - V. 43(4). - P. 1341–1346.
8. Electrically Assisted Friction Stir Welding for Joining Al 6061 to TRIP 780 Steel / X. Liu, S. Lan, J. Ni // J. Mater. Process. Technol. - 2015. - V. 219. - P. 112–123.
9. Friction Stir Welding Assisted by Electrical Joule Effect / T.G. Santos, R. Miranda, P. Vilaca // J. Mater. Process. Technol. - 2014. - V. 214(10). - P. 2127–2133.
10. Direct Comparison Between Hot Pressing and Electric Field-Assisted Sintering of Submicron Alumina / J. Langer, M. J. Hoffmann, O. Guillon, // Acta Mater. - 2009. - V. 57(18). - P. 5454–5465.
11. Electric Current Activated/ Assisted Sintering (ECAS): A Review of Patents 1906–2008 / S. Grasso, Y. Sakka, G. Maizza // Sci. Technol. Adv. Mater. - 2009. - V. 10(5). - P. 053001.
12. Development of Novel Tools for Electricity-Assisted Incremental Sheet Forming of Titanium Alloy / R. Liu, B. Lu, D. Xu, J. Chen, F. Chen, H. Ou, H. Long, // Int. J. Adv. Manuf. Technol. - 2016. - V. 85(5). - P. 1137–1144.
13. Investigation on the Electrically-Assisted Stress Relaxation of AZ31B Magnesium Alloy Sheet / H. Xie, X. Dong, F. Peng, Q. Wang, K. Liu, X. Wang, F. Chen // J. Mater. Process. Technol. - 2016. - V. 227. - P. 88–95.
14. A Review of Electrically-Assisted Manufacturing / H. Nguyen-Tran, H. Oh, S. Hong, H. N. Han, J. Cao, S. Ahn, D. Chun // Int. J. Precis. Eng. Manuf. Green Technol. - 2015. - V. 2(4). - P. 365–376.
15. Recent Advances and Challenges in Electroplastic Manufacturing Processing of Metals / L. Guan, G. Tang, P.K. Chu // J. Mater. Res. - 2010. - V. 25(7). - P. 1215–1224.
16. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов / В.Е. Громов, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, В.Я. Целлермаер. М.: Наука, 1996.- 293 с.
17. Аппаратурное обеспечение электростимулированной обработки металлов / В.А. Кузнецов, В.Е. Громов, Е.С. Кузнецова, А.Ю. Гагарин // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60, № 2. – С. 157 – 162.

СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПЛОТНОСТЬ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В.

ФГБОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный
университет», г. Томск, Россия,
koneva@tsuab.ru

Введение. К настоящему времени экспериментально установлена и описана шести- и даже восьмистадийная картина пластического течения металлических поликристаллов [1,2]. Стадии отличаются как величиной коэффициента деформационного упрочнения $\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, где σ – напряжение, ε – деформация, так и его зависимостью от ε . В ГЦК поликристаллах твердых растворов при активной пластической деформации чаще всего наблюдаются четыре стадии упрочнения [1].

В процессе пластической деформации происходит накопление дислокаций. Дислокационную структуру было принято характеризовать средней скалярной плотностью дислокаций $\langle \rho \rangle$. Эшби [3, 4] ввел понятие о геометрически необходимых дислокациях (ГНД) и статистически запасенных (СЗД). Статистически запасенные дислокации тормозятся относительно слабыми барьерами – другими дислокациями. Величина плотности ГНД ρ_G определяет неоднородность пластической деформации и ее градиенты, обусловленные наличием более прочных барьеров – границ зерен [3, 4] и границ деформационного происхождения [5-8]. Когда такие градиенты присутствуют, то происходит накопление геометрически необходимых дислокаций с плотностью ρ_G [7,8]. Величина ρ_G , несомненно, должна изменяться при переходе от одной стадии упрочнения к другой. Вопрос этот практически не изучен. Отметим в связи с этим работу [9], в которой для низкоуглеродистой стали была сделана попытка связать изменения ρ_G со стадиями деформации.

Цель настоящего исследования является установление закономерностей накопления ГНД на различных стадиях пластической деформации поликристаллических ГЦК твердых растворов.

Методика эксперимента. В качестве материалов исследования были выбраны поликристаллические ГЦК сплавы Cu+0.4ат.% Mn и Cu+19ат.% Mn с размером зерен 10 и 240 мкм. Деформация образцов проводилась на машине Instron со скоростью 10^{-2} с^{-1} при температурах $T = 293\text{K}$ и 673K . Из деформированных образцов получали фольги для просмотра в электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», снабженных гониометром с наклоном и прецессией. По микрофотографиям изучалась дислокационная структура. С использованием параметров изгибных экстинкционных контуров, наблюдаемых на электронно-микроскопических изображениях структуры, определялся градиент непрерывной разориентировки $\partial\varphi/\partial l$ в кристалле, а затем величина ρ_G [10]:

$$\rho_G = \frac{1}{b} \frac{\partial\varphi}{\partial l},$$

где b – вектор Бюргерса, φ – угол наклона кристаллографических плоскостей с одинаковой ориентировкой по отношению к пучку электронов, l – расстояние в кристалле.

Результаты исследования и их обсуждение. На рис. 1 а, б представлены зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$ и $\theta = f(\varepsilon)$ для сплава Cu+0.4 ат.% Mn с размерами зерен 10 и 240 мкм для двух температур испытания. Напряжение течения при исследованных температурах испытания выше в сплавах с размером зерна 10 мкм. Коэффициенты деформационного упрочнения и напряжение течения в сплавах, деформированных при комнатной температуре, выше, чем при $T = 673$ К. Как видно, наблюдается четыре стадии деформационного упрочнения: переходная стадия π и стадии II, III и IV. Четные и нечетные стадии на рисунке по механическому поведению отличаются друг от друга. На четных стадиях коэффициент деформационного упрочнения θ - постоянен. На нечетной стадии θ убывает, а зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ в этом случае - нелинейная. Наибольшего значения величина θ достигает на стадии II.

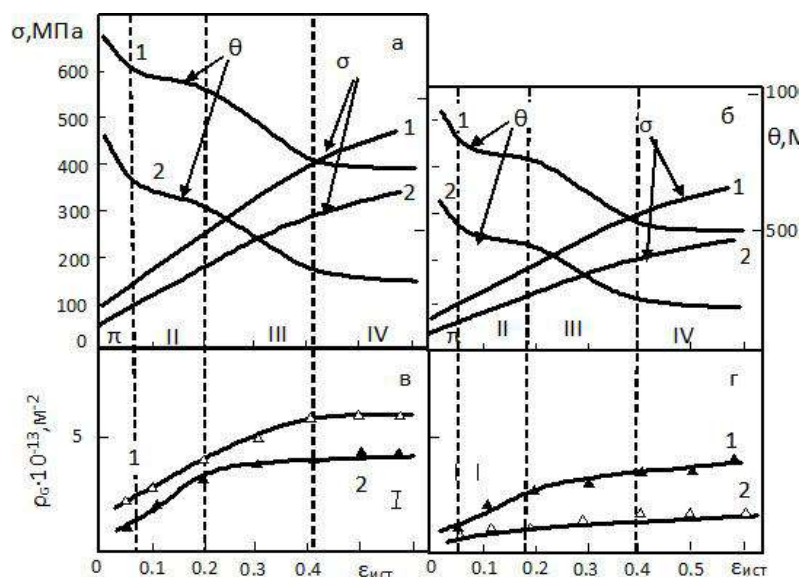


Рисунок 1 - Зависимости напряжения течения (σ), коэффициента деформационного упрочнения (θ) (а, б) и плотности ГНД ρ_G (в, г) от степени деформации ($\varepsilon_{ист}$) в сплаве Cu+0.4ат.% Mn, деформированном при температурах испытания:

1 – $T = 293$ К; 2 – $T = 673$ К. Пунктирными линиями и римскими цифрами указаны стадии деформации. Размер зерна:
а, в – $\langle d \rangle = 10$ мкм; б, г – $\langle d \rangle = 240$ мкм

рис. 1 в) показывает, что интенсивное накопление ГНД соответствует стадии II деформации. Отметим, что на этой стадии формируется разориентированная ячеистая дислокационная субструктура (ДСС). На стадии III скорость накопления ГНД ослабевает, хотя ρ_G продолжает увеличиваться. При этом в структуре присутствуют разориентированная ячеистая и микрополосовая ДСС. На стадии IV ρ_G достигает максимального значения и с ростом деформации практически не изменяется вплоть до разрушения сплава.

Рис. 1г иллюстрирует связь стадий деформации с плотностью ГНД для сплава с размером зерна 240 мкм. Более интенсивное накопление ГНД при $T = 293$ К наблюдается на стадии II, на стадии III рост ГНД замедляется. На стадии IV ρ_G с деформацией изменяется очень слабо. Увеличение температуры испытания приводит к снижению роста накопления ГНД на всех стадиях деформации.

На рис. 2 а-г приведены аналогичные зависимости для сплава Cu+19 ат.% Mn. Как и для сплава с содержанием Mn 0.4 ат.%, в этом сплаве также наблюдаются четыре стадии деформационного упрочнения. Значение величины θ на каждой стадии выше в сплаве с меньшим размером зерна. Рост плотности ГНД как для сплава с размером зерна 10 мкм, так и для сплава с размером зерна 240 мкм наиболее интенсивным оказывается на стадии II, а на стадии III он замедляется. При этом ρ_G при $T = 293$ К продолжает увеличиваться и на стадии IV, хотя и менее интенсивно. Рост температуры испытания снижает и значения θ , и значения ρ_G на всех стадиях деформации. При этом при размере зерна $\langle d \rangle = 240$ мкм на стадии IV ρ_G практически не изменяется с ростом $\varepsilon_{ист}$. При малом размере зерна плотность ρ_G продолжает

увеличиваться с ростом $\epsilon_{ист}$. Сравнение результатов, представленных на рис. 1 и 2, показывает, что в сплаве Cu+0.4 ат.% Mn интенсивность накопления дислокаций более четко связана со стадиями деформационного упрочнения, чем в сплаве Cu+19 ат.%Mn. Можно полагать, что такое поведение связано с различием превращения

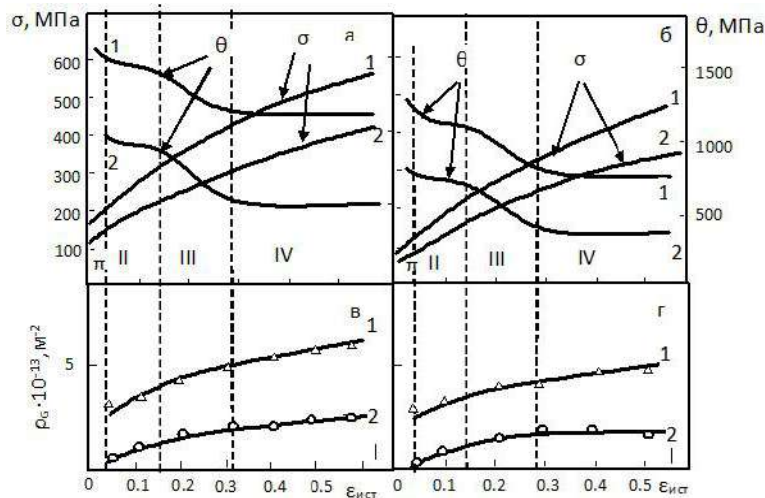


Рисунок 2 - Зависимости напряжения течения (σ), коэффициента деформационного упрочнения (θ) (а, б) и ρ_G (в, г) от степени деформации ($\epsilon_{ист}$) в сплаве Cu+19ат.% Mn: 1 – T = 293 K; 2 – T = 673 K. Пунктирными линиями и римскими цифрами указаны стадии пластической деформации. Размер зерна: а, в – $\langle d \rangle = 10$ мкм; б, г – $\langle d \rangle = 240$ мкм

дислокационных субструктур с деформацией в этих сплавах [2]. Так, на стадии II в сплаве Cu+0.4 ат.%Mn формируется субструктура, содержащая границы деформационного происхождения – границы ячеек. В сплаве с большим содержанием Mn такая ДСС не образуется. На стадии II формируется ячеисто-сетчатая субструктура, практически не содержащая деформационных границ. С этой ДСС несомненно, связан меньший градиент деформации, чем с формированием ячеистой ДСС. При переходе к стадии III формируется микрополосовая ДСС, т.е. субструктура, содержащая границы деформационного происхождения.

Формирование границ сопровождается появлением градиента деформации и, следовательно, ростом ρ_G . Формирование микрополосовой ДСС продолжается на стадии IV, что проявляется в дальнейшем увеличении ρ_G на этой стадии. Можно полагать, что отличие в эволюции ДСС исследуемых сплавов вызывает различие в накоплении ρ_G на разных стадиях их деформации.

Исследования выполнены при поддержке государственного задания на проведение научных исследований по проекту № 3.8320.2017/БЧ.

Литература

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. Вузов. Физика. – 2004. - №8. – С.90-98.
2. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии/ под общ. ред. А.И. Потеева. – Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потеев А.И., Козлов Э.В. – Томск: Изд-во НТЛ, – 2015. – 344 с.
3. Ashby M.F. //Phil. Mag. – 1970. – V.21. – №170. – P. 399-424.
4. Эшби М., Джорс Д. //Конструкционные материалы. Полный курс. – Перевод 3-го английского издания – Долгопрудный: Издательский дом «Интеллект», 2010. – 671с.
5. Courtney T.H. Mechanical Behavior of Materials. – Singapore: McGRAW – Hill International Editions, 2000. – 733р.
6. Mughrabi H. //Phil. Mag. – 2006. – V.86, №25-26. – P. 4037-4054.
7. Gao H., Hung Y.//Scr. Mat. – 2003. – V.48. – P.113-118.
8. Pantleon W. //Scr. Mat. – 2008. – V. 58. – P. 994-997.
9. Kundu A., Field D.P. // Mat. Sci. A. – 2016. – V. A 667. – P. 435-443.
10. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. //Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2011. – Т. 8., № 1. – С. 52-60.

**ИССЛЕДОВАНИЕ АНТИПРИГАРНЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ
ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕСС-ФОРМ МАШИН ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ЦИНКОВЫХ
СПЛАВОВ**

Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Пилипчук Е.В., Юреть Е.Л.
*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, levancev@mail.ru*

Введение. Повышение конкурентоспособности продукции машиностроительного комплекса Республики Беларусь невозможно без высокоэффективного действующего литейного производства. Литье под давлением (ЛПД) цветных и черных металлов и сплавов достаточно давно и широко используется в современном машиностроении [1–4]. Данный способ литья позволяет получать отливки, в высокой степени приближенные по форме и размерам к готовому изделию, что способствует значительному снижению материалоемкости и трудоемкости механической обработки, а, следовательно, и себестоимости готового изделия. Однако одной из главных проблем способа ЛПД является сравнительно невысокая эксплуатационная стойкость используемых пресс-форм, которая в большинстве случаев не обеспечивает требуемое ГОСТ 19946-74 количество запрессовок $N > 25000$ [1, 2, 4–6]. Основными причинами выхода из строя деталей пресс-форм, например, при литье алюминиевых сплавов, являются: термическая усталость материала пресс-формы, которая приводит к образованию сетки разгара; гидродинамический износ; пригар (приваривание материала расплава к рабочей поверхности формы с последующим отрывом вместе с частью основного металла при извлечении отливки) [1, 5, 6].

Для повышения стойкости пресс-форм используют различные способы поверхностной обработки деталей пресс-форм: объемную упрочняющую и химико-термическую обработку (азотирование, цианирование, фосфатирование, сульфатирование, алитирование и т.п.), формирование внешних защитных органических и неорганических покрытий [1,7,8]. Однако, использование термодиффузионных покрытий, ионного имплантирования, специальных методов наплавки и напыления отличается высокими трудоемкостью и стоимостью обработки, необходимостью в специальном оборудовании, зачастую также дорогостоящем. Органические защитные покрытия на основе смазочных материалов, эмульсий, солей и др. также широко используют для повышения стойкости пресс-форм, однако выбор рациональных составов подобных покрытий является чрезвычайно сложной задачей, решаемой только частично, что обусловило появление большого количества неэффективных смазок. Кроме того, большинство противопригарных покрытий в настоящее время импортируется на рынок Беларуси. Однако даже при высокой цене поставки по различным причинам они зачастую не обеспечивают необходимую чистоту поверхности отливок.

В связи с вышесказанным актуальной становится задача выбора способа формирования и вида защитного покрытия рабочих поверхностей деталей пресс-форм машин литья под давлением с целью повышения их стойкости и последующего создания в Беларуси собственного централизованного производства противопригарных покрытий.


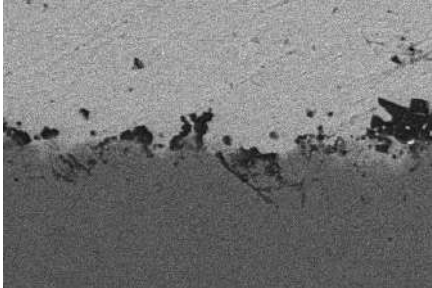
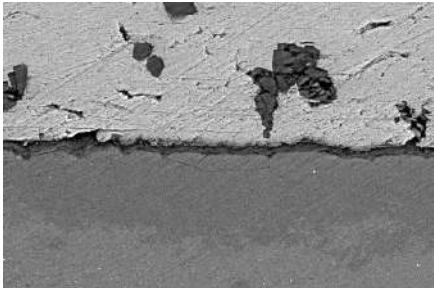

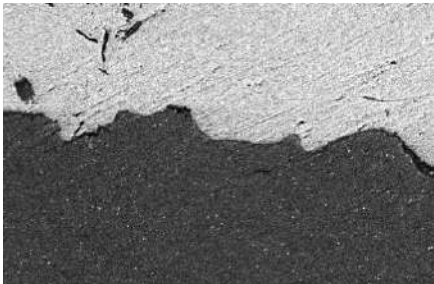
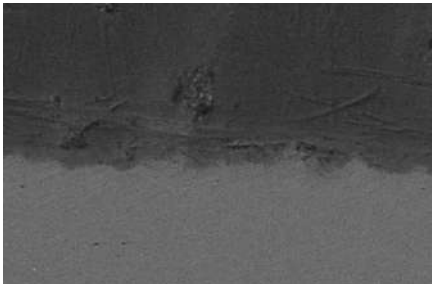
Цель исследований заключалась в экспериментальной оценке антипригарных свойств покрытий, сформированных методом электродеформационного плакирования гибким инструментом (ЭДПГИ) [9], при их взаимодействии с жидким расплавом цинкового сплава ЦА4М1.

Методика исследований. Для испытания применяли образцы цилиндрической формы (ролики), изготовленные из стали 4Х5ВФСГ (ГОСТ 5950-2000), объемной закалки (HRC 38–42). При этом образцы разделили на две группы: 1) без последующего азотирования поверхности; 2) с последующим азотированием поверхности на глубину 0,15–0,2 мм до HRC 56–60. На боковые поверхности роликовых образцов обеих групп методом ЭДПГИ наносили покрытия из композиционных материалов на основе титана FT 1, твердого сплава ВК 8, а также меди, легированной нитридом бора Cu+NB.

Оценку антипригарных свойств покрытий проводили в расплаве цинкового сплава ЦА4М1, разогретом до температуры 480°C в печи SNOL 7.2/1300. В контейнер с расплавом погружали экспериментальные образцы (до середины высоты образцов), после чего контейнер с образцами помещали в печь и выдерживали в течение 6 часов. После этого экспериментальные образцы извлекали из контейнера с жидким расплавом и охлаждали на открытом воздухе без дополнительных средств.

Результаты испытаний. Визуальный осмотр образцов, извлеченных из расплава, не выявил значительных отличий в антипригарных свойствах испытываемых покрытий, однако металлографические исследования поперечных шлифов образцов позволили выявить их различия (таблица).

Таблица – Поперечные микрошлифы образцов с покрытием после выдержки в расплаве в течение 6 часов

Материал покрытия	Неазотированная основа	Азотированная основа
FT 1		
BK 8		
Cu+NB		

Исследование микрошлифов срезов по цилиндрической поверхности образцов показало, что покрытие на основе твердого сплава BK 8, нанесенное как на азотированную, так и на неазотированную поверхность, способствует формированию зоны раздела «основа – покрытие», которая является своеобразным защитным барьером, предотвращающим привар материала жидкого расплава к поверхности экспериментальных образцов. Это способствует повышению устойчивости к возникновению поверхностных дефектов в виде приваров, задигов, а, следовательно, и повышению ресурса деталей пресс-форм и качества выпускаемых отливок.

Зона раздела, которая сформировалась на образцах с азотированной и неазотированной поверхностью с покрытием из материала на основе титана FT 1, а также из меди, легированной нитридом бора $Cu+NB$, отличается размытостью и локальной диффузией цинкового сплава в поверхность материала образцов, что свидетельствует о слабых защитных свойствах указанных покрытий.

Таким образом, на основании результатов эксперимента можно заключить, что покрытие из твердого сплава ВК 8, сформированное методом ЭДПГИ, обладает хорошими защитными свойствами к привару материала расплава цинкового сплава ЦА4М1 и может быть рекомендовано к применению при изготовлении деталей пресс-форм машин литья под давлением.

Литература:

1 Горюнов, И.И. Пресс-формы для литья под давлением. Справочное пособие / И.И. Горюнов. – Л.: Машиностроение, 1973. – 256 с.

2 Литье под давлением / Беккер М.Б. [и др.]. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1990.- 399 с.

3 Цветное литье: Справочник / Н.М. Галдин [и др.]; Под общ. ред. Н.М. Галдина. – М.: Машиностроение, 1989. – 528 с.

4 Денисов, П.Ю. Взаимодействие сплавов алюминия с материалом пресс-форм и функциональными покрытиями / П.Ю. Денисов: Автореф. ... канд. техн. наук: 05.02.01. – Тюмень, 2005. – 16 с.

5 Жуков, А.А. Особенности термоусталостного разрушения штамповых сталей 3Х2В8Ф и 4Х5МФС в условиях эксплуатации пресс-форм литья под давлением / А.А. Жуков, А.Д. Постнова, Ю.В. Рябов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1994. – № 4. – С. 34–37.

6 Мичев, В. Стойкость сталей в расплавленном алюминиевом сплаве / В. Мичев, Б. Соколянский, Ц. Каменова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1986. – № 2. – С. 44–48.

7 Илларионов, И.Е. Методы повышения стойкости деталей машин и форм литья под давлением / И.Е. Илларионов, В.Е. Федоров // *Литейное производство*. – 1995. – № 4–5. – С. 49–50.

8 Охрименко, Я.М. Защитно-смазочные покрытия и смазочно-охлаждающие жидкости / Я.М. Охрименко, Ю.В. Смирнова, Д.В. Юхтанов. – М.: Машиностроение, 1983. – 64 с.

9 Леванцевич, М.А. Формирование покрытий деформационным плакированием с подачей электрического напряжения / Леванцевич М.А. [и др.] // *Перспективные материалы и технологии* : сб. статей Междунар. симпозиума, Витебск, 22–26 мая 2017 г. в 2-х ч. / УО «ВГТУ»; под ред. В.В. Рубаника. – Витебск : УО «ВГТУ», 2017.– Ч. 1. – С. 183–186.

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Овчинников Е.В.

УО «Гродненский государственный университет им. Янки Купалы», Гродно, Беларусь, e-mail: ovchin@grsu.by

Одной из широко применяемых на производстве технологических операций является термическая обработка материалов, включающая в себя различные методы: отпуск, отжиг, закалка и т.п. Применение термообработки позволяет существенно изменить структуру и физико-механические характеристики не только металлов, но и полимеров, а также композиций на их основе. Проведение термообработки фторсодержащих покрытий, сформированных на металлических подложках, приводит к увеличению дихроизма полос поглощения в спектрах ФСО [1-2].

Однако при значениях $T \approx T_{дестр}$ пленок ФСО происходит снижение дихроизма, что свидетельствует о преобладании деструктивных процессов. Различные типы металлических подложек (медь, железо, алюминий) оказывают одинаковое влияние на кинетику протекания изменения значений дихроизма при термической обработке. Значения дихроизма увеличиваются до $T \leq 573$ К, при $T > 573$ К - резко уменьшаются. Легкость протекания окислительных процессов на металлах обусловлена, по-видимому, каталитическим действием подложки.

Проведенный расчет энергии деструкции (E_d) фторсодержащих олигомеров показывает, что максимальное значение соответствует температуре 473 К. Таким образом можно предположить, что температура теплостойкости для покрытий ФСО лежит в области 473 К. Термическая обработка покрытий ФСО оказывает существенное влияние на морфологию поверхности. Установлено, что температурные воздействия приводят к изменению топографии поверхностных слоев фторсодержащих покрытий. При $T \approx 473$ К происходит образование крупных кристаллических структур с отчетливым зерненным характером и размером около 1 – 2 мкм. Наиболее качественные изменения наблюдаются при $T \approx 573$ К, когда наблюдается образование «глобул» размером 4 – 6 мкм и заглубляется рельеф.

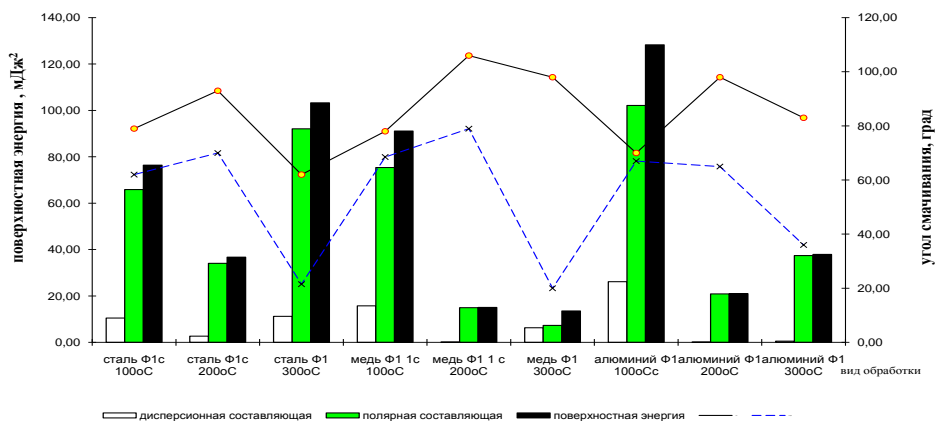


Рисунок 1 - Зависимость значений угла смачивания, поверхностной энергии фторсодержащих покрытий и ее составляющих от материала подложки и параметров термообработки

Термообработка полярных фторсодержащих олигомеров на различных металлических подложках приводит к аналогичным результатам. Воздействие температуры на неполярный фторсодержащий олигомер вызывает процессы кристаллообразования, только размеры кристаллических структур в 4 – 5 раз меньше по сравнению с образующимися кристаллами в покрытии, сформированном из полярного фтороксида. Установлено увеличение значений удельной поверхности в покрытиях ФСО при проведении термообработки.

Структурные изменения, происходящие в покрытиях фторсодержащих олигомеров при проведении термической обработки, обусловлены снижением значений поверхностной энергии (рисунок 1) в результате рекристаллизационных процессов, приводящих к образованию квазикристаллических частиц, имеющих различную дисперсность, в том числе находящуюся в нанообласти. Можно предложить следующую модель влияния термообработки на структуру фторсодержащих покрытий. Термообработка оказывает структурирующее воздействие на покрытие, сформированное на твердых телах, обуславливает формирование квазикристаллической нанофазы, содержание которой определяется технологическими параметрами обработки (температурой, временем). С увеличением значений температурного воздействия формируется нанофазное покрытие с характерной структурой, состоящей из олигомерной матрицы (1) и армирующих фаз (2) (рисунок 2 а, б).

Термообработка фторсодержащих покрытий, сформированных на активных подложках нитрида титана и хромового покрытия, модифицированного нанодисперсными кластерами алмаза (УДА), приводит к существенным изменениям в структуре фторсодержащих покрытий, что проявляется в интенсификации хемосорбционного взаимодействия фторсодержащих покрытий с подложкой, о чем свидетельствует возрастание интенсивности полос поглощения 1668, 1773 см^{-1} . Покрытия, полученные на подложках, содержащих в своей структуре нанокластеры, характеризуются более высокой стойкостью к воздействию температур ($T \approx 673 \text{ K}$), при которых происходит полная деструкция олигомерного покрытия на металлических подложках.

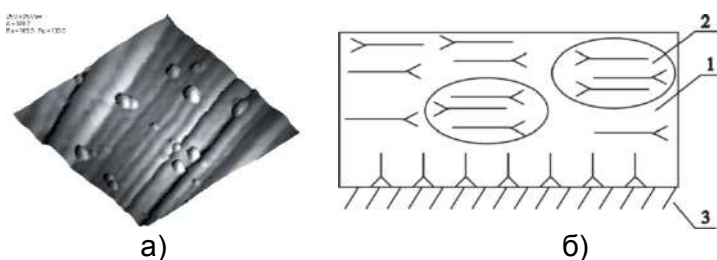


Рисунок 2- Морфология (а) и схема строения (б) покрытий из фторсодержащих олигомеров «Фолеокс» на подложке из стали 45, термообработанных при 523 К. 1-олигомерная матрица, 2- армирующая фаза, 3-субстрат

Термообработка увеличивает интенсивность хемосорбционного взаимодействия, что выражается в увеличении интенсивности полос поглощения в указанной выше области ИК-спектра.

Структурные изменения в покрытиях из фторсодержащих олиго-меров, сформированных на активных подложках, сопровождаются трансформированием морфологии поверхностных слоев (рисунок 3).

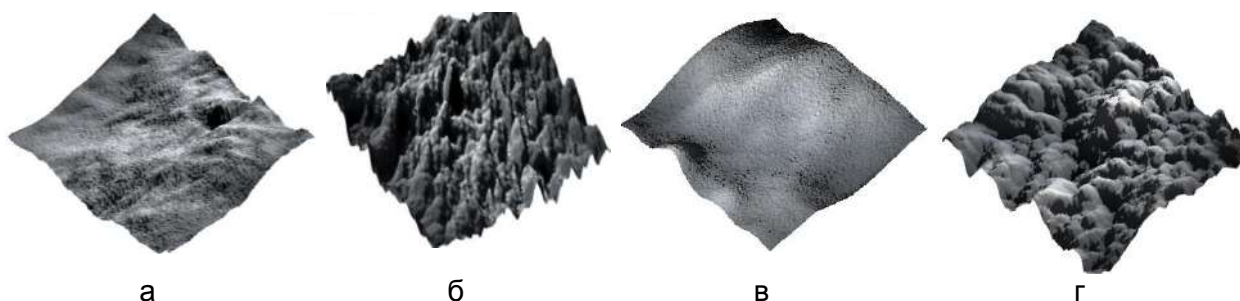
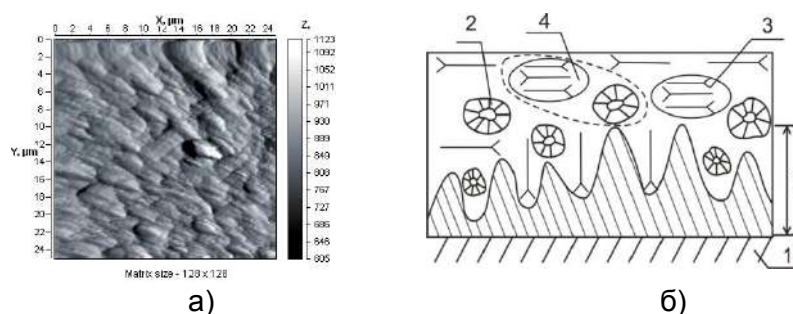


Рисунок 3 - Характерная морфология поверхности покрытий фторсодержащих олигомеров, подвергнутых термической обработке: а, б – покрытие, сформированное из фторсодержащего олигомера В1 (подложка TiN); в, г- покрытие, сформированное из фторсодержащего олигомера Ф1 (подложка электролитический хром, модифицированный нанодисперсными частицами алмаза детонационного синтеза); а, в- исходное покрытие фторсодержащего олигомера; б, г - термообработка при $T=523 \text{ K}$ в течение 60 минут (поле сканирования 25x25 мкм)

Исходя из полученных данных, следует, что при термообработке фторсодержащих покрытий, сформированных на активных подслоях (нитрид титана, электролитический хром, модифицированный частицами ультрадисперсного алмаза) реализуется комплексный механизм модифицирования олигомерной матрицы фторсодержащих соединений: формирование квазикристаллической нанофазы и структурирование матрицы низкоразмерными частицами, обладающими нескомпенсированным зарядом

Образуются агломерированные частицы (4), состоящие из структурированных областей (2) и квазикристаллической нанофазы (3) (рисунок 4).



а) б)
Рисунок 4 - Морфология (а) и схема строения (б) покрытия из фторсодержащих олигомеров «Фолеокс» на подложке из нитрида титана, содержащего капельную фазу, и термообработанного при 473 К

Термическая обработка фторсодержащих покрытий, сформированных на неметаллических материалах, как органического, так и неорганического происхождения приводят к структурным эффектам, подобным, как и при формировании покрытий на металлических поверхностях. Однако существует и ряд отличий. В области спектра $1540-1670 \text{ см}^{-1}$, соответствующей химическому взаимодействию покрытия с подложкой, появляются слабые полосы поглощения 1667 см^{-1} (подложка слюда), 1664 см^{-1} (подложка стекло), 1655 см^{-1} (подложка фторопласт-4). Повышение температуры термообработки до $T=473 \text{ К}$ приводит к исчезновению полос поглощения в ИК-спектре НПВО фторсодержащих покрытий в диапазоне $1540-1650 \text{ см}^{-1}$. Дальнейшее увеличение температуры приводит к полной деструкции покрытия с поверхности неметаллических подложек, не зависимо от их типа. Проведение термообработки покрытий, нанесенных на металлическую поверхность, приводит к протеканию кристаллизационных процессов в граничных слоях фторсодержащих соединений, что объясняет эффект повышения значений микротвердости.

Литература

1. Структурно-морфологические особенности тонких пленок фторсодержащих олигомеров на металлических подложках [Текст] / В. А Струк, С. А. Чижик, Е. В. Овчинников, В. А. Губанов, П. Е. Тройчанская // Трение и износ. – 1995. – Т. 16, №5. – С. 974-979.
2. Овчинников, Е. В. Наноструктурированные фторсодержащие покрытия [Текст] / Е. В. Овчинников // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2013. – № 3-2 (299). – С. 60-67.

РАСЧЁТ ПРЕДЕЛЬНО ДОПУСТИМОЙ СКОРОСТИ ВЫТЯЖКИ НЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКИ

Марукович Е.И., Демченко Е.Б.

*Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилёв, Беларусь
Белорусский национальный технологический университет, г. Минск, Беларусь,
edemchenko@bntu.by),*

Основы разработки технологии непрерывного литья с открытым и закрытым уровнем, в том числе и расчёта оптимальных тепловых и технологических параметров подробно изложены в работах [1,2].

Оптимальными параметрами принято считать параметры, когда какому-либо определённому значению одного параметра или значений группы параметров соответствуют строго определённые значения другого параметра или группы других параметров. Т.е. строго говоря, имеет место прямая взаимосвязь между параметрами, установленная в результате расчёта технологии. К наиболее значимым тепловым параметрам следует отнести: температуру заливаемого расплава, т.е. его перегрев; температурный напор, скорость, температуру и режим течения охлаждающей среды, определяющие температурный режим кристаллизатора; глубину жидкой лунки и величину смещения теплового центра отливки; скорости и режим движения конвективных потоков расплава; максимальную температуру, время и длину участка разогрева отливки за пределами кристаллизатора. К технологическим параметрам: шаг вытяжки, время движения и остановки, определяющие режим движения отливки; толщину корки отливки на выходе из кристаллизатора, пожалуй, главный параметр на котором собственно и строится расчёт всей технология литья. При этом следует отметить следующее обстоятельство - значения оптимальных параметров литья не обязательно должны быть максимальными.

Большой объём знаний накопленный в результате многочисленных исследований и опытно-промышленной эксплуатации процессов, показал, что немаловажный интерес представляет практическое применение этих знаний для расчёта ещё одного из основных технологических параметров – предельной скорости вытяжки отливки. Он не только даёт представление о возможностях способов вообще, но и является, пожалуй, ключевым технологическим параметром, на основе которого рассчитываются и выбираются другие параметры литья, осуществляется процесс проектирования технологической оснастки и оборудования.

Покажем, каким образом можно вычислить предельную скорость вытяжки, используя знания, полученные при исследовании механизма формирования отливки на мениске расплава [3].

При вертикальном литье с открытым уровнем формирование начальной корки на мениске расплава протекает в условиях, когда сила поверхностного натяжения T стремится удержать корку на мениске и оттянуть её от поверхности кристаллизатора, а сила металлостатического давления F напротив пытается её прижать (рисунок 1). Если баланс сил нарушается и, в определённый момент, сила металлостатического давления становится больше силы поверхностного натяжения, то происходит либо разгибание корочки у основания мениска или её надлом, сопровождающийся переливом расплава и образованием заплыва (рисунок 1,б).

Если ввести в расчёт ещё и силу прочности корки P , то условие равновесия на мениске можно сформулировать следующим образом: если $F \leq T + P$, то корка при подъёме уровня расплава прижимается к кристаллизатору; если $F > T + P$, корка ломается с образованием заплыва

Решением условия равновесия сил

$$\rho g h_{кр} - \frac{2\sigma}{r} - \frac{2\sigma_{\theta} \xi}{r} = 0 \quad (1)$$

явилось уравнение для расчёта критической высоты мениска расплава $h_{кр}$ в месте слома корки и образования заплыва

$$h_{кр} = \sqrt{\frac{2(\sigma + \sigma_e \xi)(1 - \cos \varphi)}{\rho g}}, \quad (2)$$

где σ – поверхностное натяжение; σ_e – предел прочности корки; ξ – толщина корки; φ - угол между направлением действия сил и осью вытяжки отливки; r – радиус кривизны мениска.

Если сломы начальной корки носят периодический, пульсирующий характер, то можно определить высоту заплыва на поверхности отливки

$$h_{зпл} = r - h_{кр},$$

Известно решение Фролова В.В. [4], который утверждает, что при заполнении

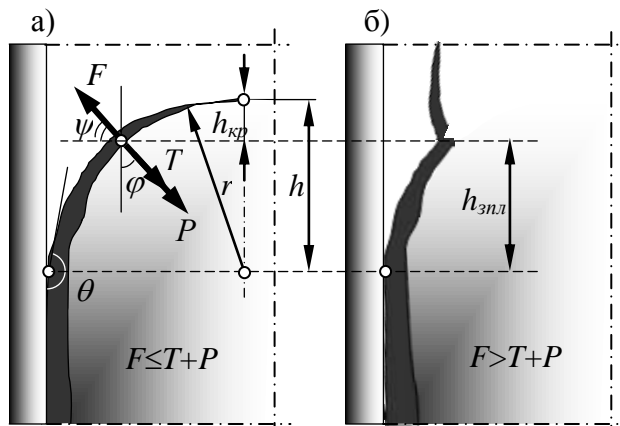


Рисунок 1 – Схема расчёта

формы струя может слиться с расплавом только при условии, если её живая сила в состоянии преодолеть сопротивление поверхностной плёнки, т.е. в нашем случае сил поверхностного натяжения T и прочности P корки. При этом металлостатическое давление F внутри расплава определяется скоростным напором струи

$$F = \frac{\gamma_1' w^2}{2g}, \quad (3)$$

где w – скорость движения струи.

С другой стороны, давление F в зоне мениска, при соблюдении условия $F \leq T + P$, равно

$$F = h_{кр} \gamma_1'. \quad (4)$$

Решая совместно уравнения, получаем зависимость скорости движения струи w от критической высоты мениска расплава $h_{кр}$

$$w = \sqrt{2gh_{кр}}. \quad (5)$$

Из условий равенства объёмных расходов расплава, проходящих через литниковую систему

$$Q = ws$$

и кристаллизатор

$$Q = WS,$$

после подстановки выражения для w получаем уравнение для расчёта предельной скорости вытяжки отливки W , соответствующей максимальному напору расплава на мениске $h_{кр}$ (т.е. критической высоте), выше значения которого происходит образование заплывов

$$W = 4,43 \sqrt{h_{кр}} \left(\frac{d}{D}\right)^2. \quad (6)$$

Здесь соответственно s и S – площади поперечного сечения струи и кристаллизатора, d и D – диаметры струи и отливки.

В качестве примера рассчитаем предельную скорость вытяжки W для случая литья сплошной цилиндрической отливки из чугуна СЧ20. Имеем параметры: $D=104$ мм; $w_{ср}=0,56$ м/мин, $h_{кр}=3,1$ мм [2].

В конечной формуле есть частное $\frac{d}{D}$, которое легко найти, если воспользоваться данными работы Яковлева Ю.Н. [5]. Он установил, что для случая наполнения круглых кристаллизаторов свободно падающей струёй, силы поверхностного натяжения не оказывают заметного влияния на характер

проникновения струи и циркуляцию потоков расплава.

Это происходит, если выполняется условие

$$\frac{\sqrt{S}}{d} = (4...12) \text{ или } \frac{d}{D} = (0,22...0,07).$$

Что весьма важно характер проникновения струи идентичен характеру при наполнении под уровень. Если для отливок диаметром $D=(80...100)$ мм справедливо соотношение $\frac{d}{D} = (0,19...0,20)$, тогда критическая скорость вытяжки отливки для рассматриваемого случая литья будет равна

$$W = 4,43\sqrt{h_{кр}}\left(\frac{d}{D}\right)^2 = 4,43\sqrt{0,0031}(0,19...0,20)^2 = (0,0086...0,0094) \text{ м/с}$$

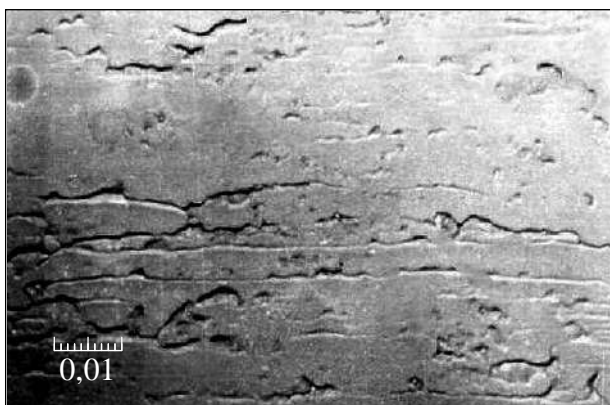


Рисунок 2 – Заплывы на поверхности
чугунной отливки
($d=104$ мм, $w_{cp}=0,56$ м/мин)

или

$$W = (0,52...0,56) \text{ м/мин.}$$

Сравнение значений критической скорости литья W и средней скорости вытяжки отливки w_{cp} показало, что w_{cp} выше критической скорости W . Поэтому на поверхности отливки имели место заплывы расплава (рисунок 2), причиной образования которых являлось сильное металлостатическое давление, превышающее в сумме прочность корки и поверхностное натяжение.

Список литературы

1. Демченко, Е.Б. Непрерывное литьё заготовок из чугуна для машино- и станкостроения / Е.Б. Демченко, Е.И. Марукович. – Минск: БНТУ, 2006. –208 с.
2. Марукович, Е.И. Тепловые явления при формировании непрерывной отливки / Е.И. Марукович, Е.Б. Демченко. - Минск: БНТУ, 2012. -208 с.
3. Демченко, Е.Б. Формирование начальной корки непрерывнолитой заготовки на мениске расплава / Е.Б. Демченко, Е.И. Марукович // *Металлургия машиностроения*. – 2006. –№2. –С.15–18.
4. Вейник, А.И. Теория затвердевания отливки. – М.: Машгиз, 1960. –436 с.
5. Яковлев, Ю.Н. Разработка математической модели наполнения вертикальных кристаллизаторов на основе данных гидравлического моделирования // *Металлургия и коксохимия*, 1975. –Вып.47. –С.61–64.

ВЛИЯНИЕ РАСТЯЖЕНИЯ НА МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ФОЛЬГ МОЛИБДЕНА

Корсуков В.Е., Гиляров В.Л., Анкудинов А.В., Бутенко П.Н., Вербицкий В.Н., Гиляров И.В., Князев С.А., Корсукова М.М., Обидов Б.А.
 ФТИ им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, Россия,
Vjacheslav.Korsukov@mail.ioffe.ru

Трансформации атомной структуры и рельефа поверхности металлов при термическом и механическом воздействиях представляют интерес, например, для выяснения механизмов деформации и разрушения, для гетерокатализа, для создания новых наноматериалов. В поисках признаков предстоящего разрушения металлов было обращено внимание на развал атомной решетки поверхности, разворот ее блоков, изменение фрактальной размерности и тенденцию перехода из мультифрактального в монофрактальное состояние. Несомненный интерес представляют подобного рода эксперименты на металлах с ОЦК решеткой, поскольку они имеют особый тип дислокационных структур, набор плоскостей скольжения и, соответственно, другие механизмы деформации и разрушения. Результаты таких экспериментов на образцах молибдена и вольфрама представлены в [1-2]. Однако, не был применён мультифрактальный анализ, хотя поверхности в основном мультифрактальны.

Целью настоящей работы является изучение морфологии (атомной структуры и рельефа поверхности) металла с ОЦК решеткой - молибдена в процессе растяжения и установление признаков предстоящего разрыва.

Методами атомной силовой микроскопии (АСМ), дифракции медленных электронов (ДМЭ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) исследовались различные участки поверхности молибденовой фольги с размерами (30x30, 10x10 и 1x1) μm в зависимости от величины приложенного напряжения вплоть до разрыва образца.

Для выявления деталей локального скейлинга, полученные топограммы исследовались методом мультифрактального анализа. В частности, рассчитывался спектр сингулярностей $f(\alpha)$. Алгоритм расчета описан в [3]. Поверхность покрывалась квадратами размера l . В качестве мультифрактальной меры на этой решетке выбиралась высота поверхностного профиля. Вероятность заполнения квадратной ячейки определялась средней высотой профиля (сумма высот точек принадлежащих данной ячейке, нормированная на общую сумму высот рассматриваемого участка поверхностного профиля). Статистическая сумма вычислялась стандартным способом.

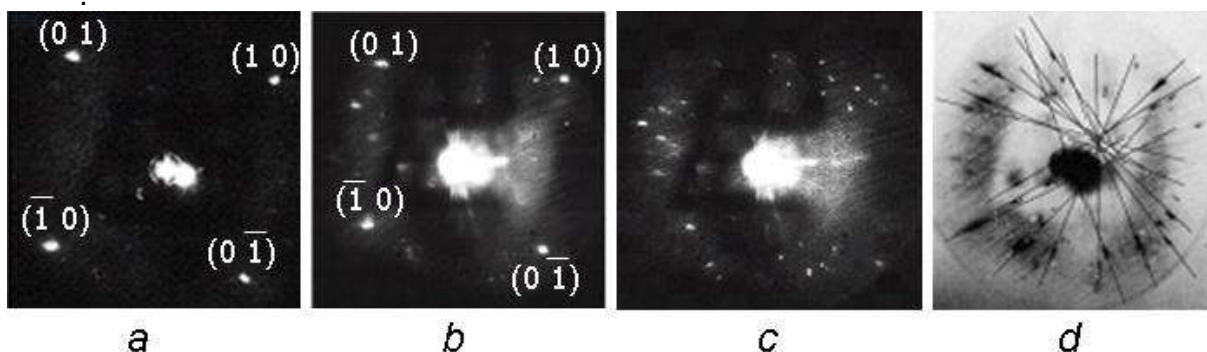


Рисунок 1- Картины дифракции от поверхности Мо. Образец в ненагруженном (а), в нагруженном (b), в предразрывном (с) состоянии. Интегральная картина дифракции нагруженного образца (d).

Далее из нее определялись скейлинговые экспоненты $\tau(q)$, из которых и рассчитывался искомый спектр $f(\alpha)$.

На рис.1 показаны картины ДМЭ после отжига в сверхвысоком вакууме (СВВ). Из Рис. 1a видно, что дифракцию формирует доминирующая грань (100), которая фактически распадается при приложении нагрузки – рис. 1, b,c. Рис.1,d иллюстрирует интегральную картину дифракции для нагруженного образца, которая показывает разворот блоков доминирующей грани в латеральном и перпендикулярном направлениях. Это подробно описано в работе [2].

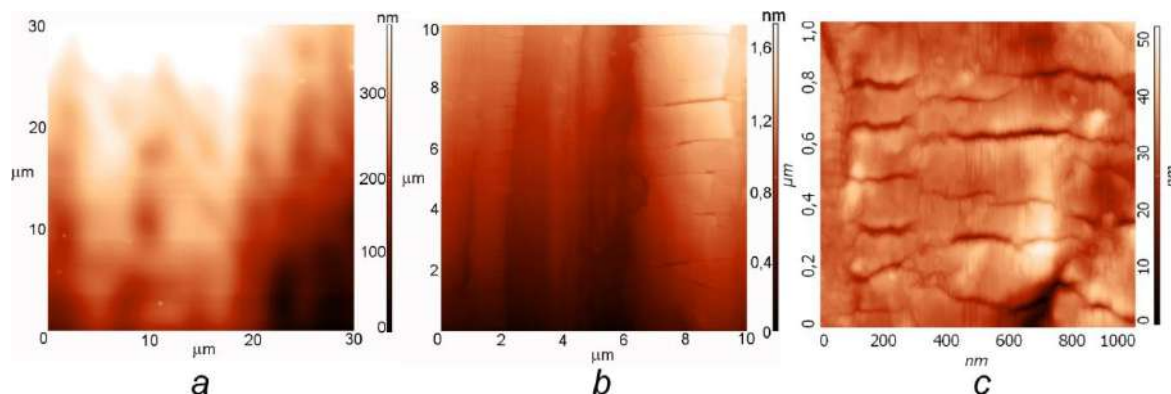


Рисунок 2 - Топограммы поверхности фольги Мо. Образец в ненагруженном (a) и в нагруженном (b) состоянии и после разрыва в области, близкой к разрыву (c).

На Рис. 2 показаны топограммы поверхности до, после нагружения и после разрыва образца в области, близкой к разрыву. Видно, что под нагрузкой меняется рельеф поверхности, причем на рис 2c виден и разворот блоков поверхностной структуры на несколько градусов.

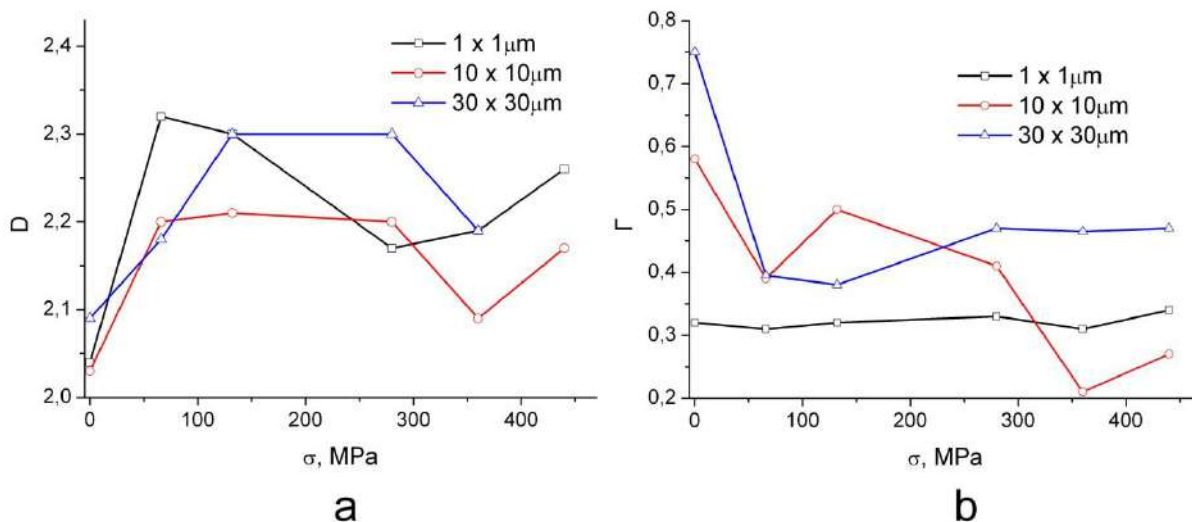


Рисунок 3- Зависимость фрактальной размерности D (a) и ширины спектра сингулярностей (b) от приложенного напряжения.

Из рис. 3a видно, что фрактальная размерность для разных масштабов участков поверхности ведет себя по-разному. Фрактальная размерность (метод покрытий) при нагружении сначала увеличивается, но после формирования магистральной трещины уменьшается. Из Рис. 3b видно, что при приближении к разрыву образца Γ начинает уменьшаться. Интересно отметить, что после разрыва образца Γ увеличивается в 2 раза, т.е. поверхность переходит в мультифрактальное состояние. (Такой рисунок не представлен).

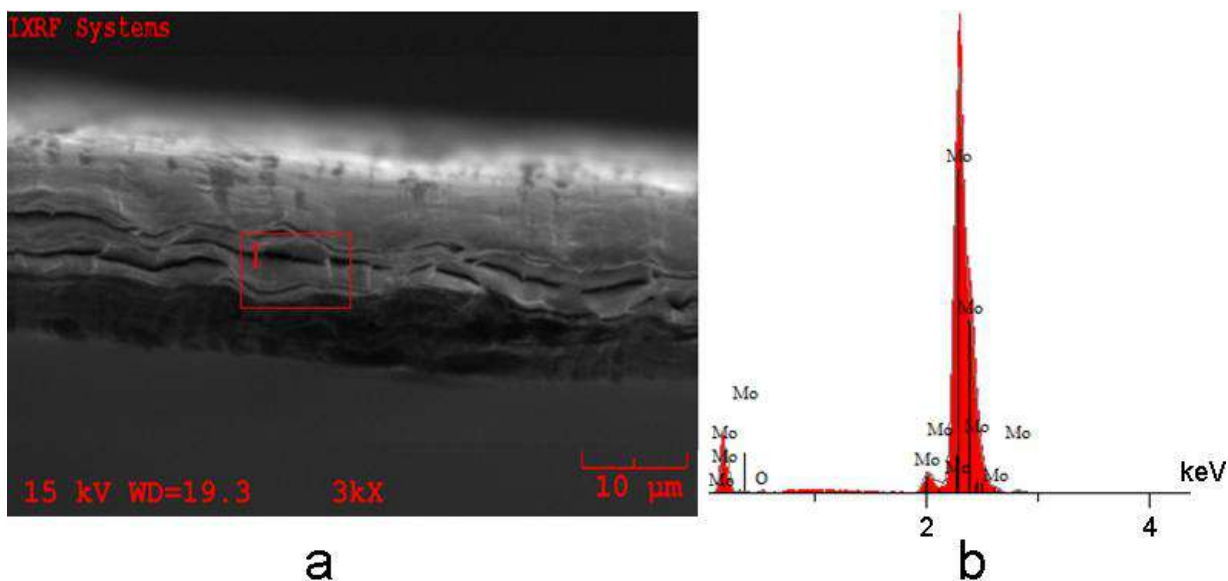


Рисунок 4 - Поверхность разрыва образца Мо (а) и её рентгеновский спектр (b)

Рисунок 4 характеризует химический состав молибденовой фольги. Энергия первичных электронов $E_p = 15 \text{ keV}$. Химический состав поверхности разрыва 97% Мо и 3% О.

Таким образом, показано влияние внешнего напряжения на развал атомной решетки доминирующей грани (100) и на разворот блоков поверхностной решетки (100). Показано, что внешнее напряжение влияет на фрактальную размерность и формирование скейлинга поверхности перед разрывом образца. По нашему мнению, наиболее информативным признаком предстоящего разрыва является сужение ширины спектра сингулярности, т.е. тенденция к монофрактализации поверхности. В рамках нелинейной динамики такое поведение обусловлено изменением характера процесса от более сложного мультифрактального к более простому – монофрактальному, т.е. к фрактальной самоорганизации.

Литература

1. В.Е. Корсуков, С.А. Князев, П.Н. Бутенко, В.Л. Гиляров, М.М. Корсукова, И.А. Няпшаев, Б.А. Обидов, Физика твердого тела – 2017.- 59, в. 2. - С.308-311.
2. В.Е. Корсуков, С.А. Князев, А.В. Анкудинов, М.М. Корсукова, Б.А. Обидов., Письма в ЖТФ, 2014, 40, в. 6, 35-41.
3. M. Nasehnejad, M. Cholipour Shahraki, G. Nabiyouni. Applied Surface Science, 2016, 389, 735-741.

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА
ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ ТРЕНИИ**

С.В. Короткевич¹, М. С. Короткевич²

1 – РУП «Гомельэнерго», e-mail: korotsv@tut.by

2 – УО БГУИР, e-mail: korotkevichmariya@gmail.com

Согласно современным представлениям пластическая деформация твёрдых тел реализуется на нескольких взаимосвязанных структурных уровнях, масштаб которых определён природой структурных дефектов, ответственных за формоизменение. В большинстве случаев распределение зон локализации упорядочено в пространстве и во времени, а тип локализации определяется законом пластического течения. Рассмотрение твёрдого тела в качестве многоуровневой иерархически организованной системы, состоящей из 3D – кристаллической и 2D-планарной подсистем, обуславливает резкое возрастание роли кривизны кристаллической структуры при описании поведения твёрдых тел в полях внешних воздействий [1].

Современное состояние проблемы прочности материалов, требует знания основных закономерностей упрочнения и разрушения поверхностных объёмов при фрикционном нагружении. Известно, что формирование наноструктур в 3D материале происходит в условиях высоких контактных давлений $\approx 6 - 12$ ГПа, реализующихся, например, в мельнице Бриджмена [2] или при сжатии, или растяжении материала, сопровождающейся высокой степенью пластической деформации. Поверхность никеля представляет собой 2D планарную подсистему, где атомы не связаны так прочно, как в 3D кристаллической решётке. В общем случае, поверхность твёрдого тела представляет собой дефект строения уже в силу ассиметричного характера притяжения атомов поверхности. Это определяет основные физико-химические свойства поверхности – свободную энергию и потенциал выхода электрона [3]. Естественно возникает вопрос о возможности формирования нанокристаллических структур при низких контактных давлениях (≈ 100 кПа) в условиях аккумуляции свободной энергии поверхностью металла. Другими словами можно ли получить те же структуры с высокой степенью разориентировки и соответственно обладающими уникальными свойствами при давлении, отличающемся на пять порядков? Если да, то каковы условия реализации этого процесса?

Исследовался поликристаллический никель чистотой 99,99 %. Образцы в виде тонких дисков размером $5 \times 0,1$ мм² перед фрикционными испытаниями электролитически полировали для формирования одинаковой гладкой поверхности 11 класса шероховатости и затем отжигали в вакууме 0,133 мПа при 973 К в течение $\approx 14,4$ кс. Трение поверхности никеля по молибдену проводили на машине трения АЕ-5 по схеме палец (Ni)-диск (Mo) при контактном давлении ≈ 84 кПа и линейной скорости $\approx 0,5$ м/с. В качестве смазочной среды использовали пластичный смазочный материал ЦИАТИМ-201 (ГОСТ 21150-75). Средняя объёмная температура образца не превышала $\approx 40^\circ$ С.

Электронномикроскопические исследования проводили в ГЦ «БЕЛМИКРОАНАЛИЗ». Электронномикроскопические снимки получены на просвечивающем электронном микроскопе H-800 (Hitachi, Япония) и микроскопе ЭМВ – 100АК методом тонких фольг на «просвет». Фольги получали путём одностороннего электролитического утончения дисков с противоположной стороны от поверхности трения на установке струйного полирования, оснащённой чувствительным фотодиодным мостом, позволяющим контролировать прозрачность участков на

глубине $\approx 0,1$ мкм от поверхности трения. Плотность дислокаций определяли по микрофотографиям методом взаимно перпендикулярных секущих.

АСМ изображения поверхности получены с использованием сканирующего зондового микроскопа NT-206 производства ОДО "Микротестмашины".

Уширение линии ферромагнитного резонанса (ФМР) образцов никеля регистрировалось с использованием разработанного и автоматизированного установки [4].

На рис. 1 представлена кинетика уширения линии ФМР (ΔH) и изнашивания (I) поверхности никеля в результате многоциклового и малоамплитудного контактного взаимодействия в среде ПАВ, содержащихся в смазочном материале ЦИАТИМ-201.

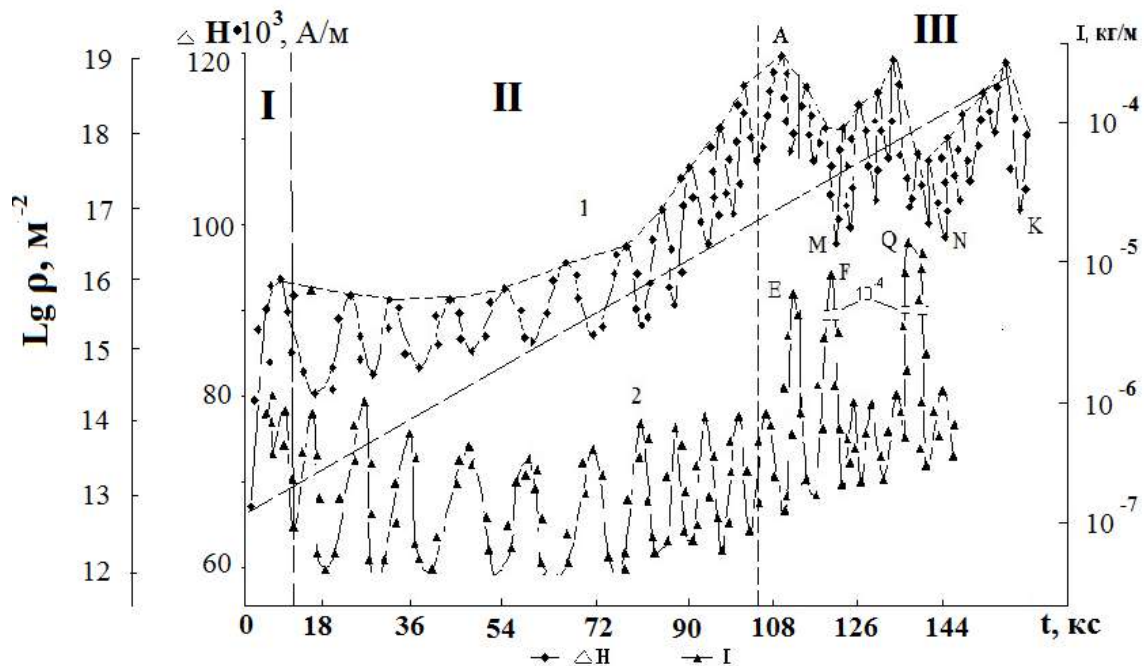


Рисунок 1 - Зависимость ширины линии ФМР (ΔH) и интенсивности изнашивания (I) от времени трения t

Отличительной особенностью возникновения нанокристаллических структур при трении от возникновения при интенсивной пластической деформации является то, что они уже начинают формироваться при относительно малом времени $t = 0,9$ кс (рис. 1) на стадии упрочнения поверхности в присутствии поверхностно и химически-активных веществ, содержащихся в смазочном материале ЦИАТИМ-201. Учитывая, что образец никеля предварительно отжигался в вакууме [4], а величина номинального контактного давления в зоне трения была невелика и составляла ≈ 84 кПа можно утверждать, что данные образования образуются не только при наличии высоких контактных давлений, обуславливающих интенсивную пластическую деформацию, но и условиях неравновесного деформирования (область I на рис. 1), когда очагов разрушения, а именно, полос скольжения, микротрещин, двойников, пор, вакансий ещё нет и плотность дислокаций предварительно оттожённого в вакууме образца никеля минимально возможная $\approx \rho = 10^{12} \text{ м}^{-2}$ при $t = 0,9$ кс и механизмов релаксации энергии ещё не образовалось, реализуется единственно возможный механизм расщепления дислокаций на поверхности никеля. Реализуется принцип наименьшего действия или наибольшей энергетической выгоды при максимально возможном результате –

максимальном напряжении, высокой плотности дислокаций и их расщеплении при формировании наноструктур (рис. 2).

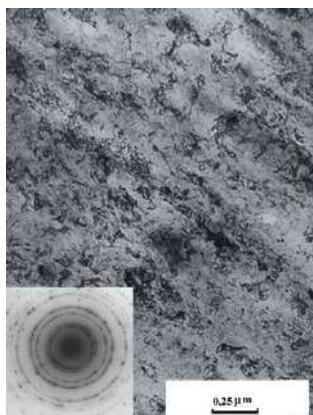


Рисунок 2 – Нанокристаллическая структура на поверхности никеля. Вставка микродифракция нанокристаллической структуры

Установлены закономерности и механизмы упрочнения и разрушения нанокристаллических структур размером $\approx 5\text{--}50$ нм с высокоугловой разориентацией границ ячеек $\approx 5\text{--}10^\circ$ при начальном цикле ($\approx 0,9$ кс) упрочнения поверхностного слоя при контактном давлении ≈ 84 кПа, заключающиеся: в образовании дислокаций на поверхности никеля при трении и в облегчённом их выходе на поверхность в присутствии поверхностно и химически-активных веществ; их расщеплении; увеличении локальной кривизны кристаллической структуры, с образованием большой концентрации вакантных узлов в условиях неравновесной деформации и нелинейной динамике структурообразования, когда скорость увеличения напряжений превышает скорость их релаксации. Эти нанокристаллические и субмикроскопические фрагменты структуры обуславливают высокую прочность и износостойкость [1, 4]. Сформировавшееся нанокристаллическая структура эффективно удерживает смазку.

Литература

1. Мультискейлинг локальной кривизны кристаллической решетки на поверхностях трения металлических материалов как основа механизма их изнашивания / В.Е. Панин [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2017. – Т. 20, № 1. – С. 72–81.
2. Панин, В.Е. Физическая мезомеханика измельчения кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин // Физическая мезомеханика. – 2008. – Т. 11, № 5. – С. 5–16.
3. Костецкий, Б. И. Механо-химические процессы при граничном трении / Б.И. Костецкий, М.Э. Натансон, Л.И. Бершадский. – М.: Наука. – 1972. – 170 с.
4. Пинчук, В.Г. Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов при трении / В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич // LAP Lambert Academic Publishing. – Saarbrücken LAP, 2014. – 180 с.

СОПОСТАВЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ОТКОЛЕ И ДИНАМИЧЕСКОМ РАЗРЫВЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ

Григорьев А.Ю.

Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия, augrigorev@cloud.com

Сопротивление металла действию импульсных растягивающих напряжений при откольном разрушении характеризуется амплитудой критических разрушающих напряжений – откольной прочностью [1]. В акустическом приближении откольная прочность определяется из экспериментов по непрерывной регистрации скорости свободной поверхности образцов в соответствии с соотношением

$$\sigma_p = 0,5\rho_0c_0(V_0 - V_m), \quad (1)$$

где ρ_0 – начальная плотность материала; c_0 – объёмная скорость звука; V_0 – максимальная скорость свободной поверхности; V_m – скорость свободной поверхности в первом минимуме зависимости $V(t)$; t – время.

Для материалов с явным проявлением пластических свойств существует несколько соотношений, которые, по мнению их авторов, улучшают соотношение (1) [2]. Однако, в любом случае по всем соотношениям определяется прочность не исходного материала, а материала с дефектами [3]. Поэтому необходим метод, который позволял бы определять критические напряжения при растягивающих усилиях. Таким методом может быть метод Кольского с использованием методики разрезного стержня Гопкинсона (РСГ) [3, 4].

В рамках указанной методики определяется динамический предел прочности по соотношению

$$\sigma_{bd} = \frac{EF}{F_s^0} \varepsilon^T, \quad (2)$$

где E – модуль Юнга материала РСГ; F_s^0 – исходная площадь сечения образца; F – площадь образца в момент его разрыва; ε^T – деформация образца к моменту разрыва

Анализ формулы (2) показывает, что фактически по данному соотношению определяется истинный динамический предел прочности на разрыв S_{kd} , т.е. $\sigma_{bd} = S_{kd}$. При этом необходимо отметить, что деформация образца при растяжении в условиях экспериментов на РСГ носит сложный характер, непрерывно трансформируется, и в большинстве случаев степень её сосредоточения и градиент распределения оказываются настолько значительными, что приводят к резкому повышению скоростей деформации и изменению напряжённо-деформированного состояния (НДС) [5]. На заключительном этапе растяжения деформация сосредотачивается около одного из сечений и перестаёт быть равномерной, что делает её практически адекватной деформации в условиях откола. Кроме того, многочисленные эксперименты показали, что истинное сопротивление разрыву равно удвоенной величине сопротивления сдвигу [6], а этот факт полностью соответствует теоретическому определению откольной прочности [1].

Поэтому в рамках настоящей работы было проведено экспериментальное сравнение значений σ_p и S_{kd} для алюминиевого сплава АМг61. Испытания на РСГ (диаметр стержня 20 мм) проводили при скорости деформации $=5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$. Конструкция образца приведена на рисунке 1.

Испытания по определению откольной прочности проводили на экспериментальной установке, основу которой составляла пневматическая пушка калибра 57 мм. Образцы представляли собой диски диаметром 92 мм и толщиной 5 – 6 мм, ударники – диски из того же материала, что и образцы диаметром 56,8 мм.

Толщина образцов находилась в диапазоне 2 – 4 мм. Для регистрации скорости свободной поверхности образца (мишени) применялся интерферометр VISAR.

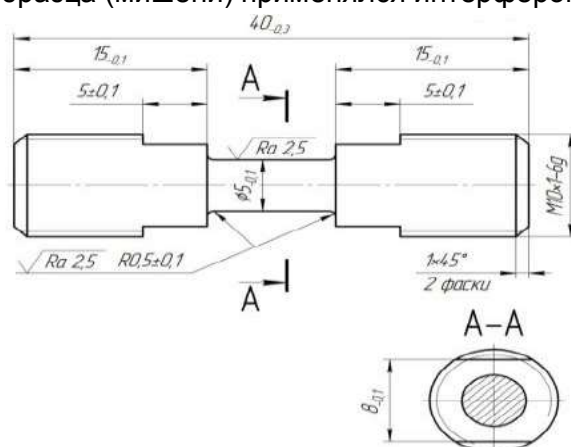


Рисунок 1- Образец для испытаний на РСГ

Результаты испытаний на разрезном стержне Гопкинсона приведены в таблице 1, результаты определения откольной прочности σ_p при различных скоростях удара – в таблице 2. Пример интерферограммы скорости свободной поверхности образца приведён на рис.2.

Таблица 1- Результаты испытаний алюминиевого сплава АМг61 на разрезном стержне Гопкинсона

σ_{bd} , МПа	σ_{sd} , МПа	δ_d , %	ψ_d , %
475/375	250/185	13/19	18/22

Примечания: 1) в столбцах приведены средние результаты по трём испытаниям;
2) в знаменателе приведены статические значения соответствующих параметров.

Таблица 2 - Откольная прочность алюминиевого сплава АМг61

№	Скорость удара V_0 , м/с	Откольная прочность σ_p , ГПа	$\dot{\epsilon}$, с ⁻¹
1	170	0,477	$6,4 \cdot 10^5$
2	215	0,380	10^6
3	270	0,561	$7,1 \cdot 10^5$
4	285	0,386	$1,4 \cdot 10^6$
5	320	0,512	$1,1 \cdot 10^6$
6	420	0,547	$1,09 \cdot 10^6$

Примечания: в столбцах приведены средние результаты по трём испытаниям.

Анализ приведенных в таблицах 1 и 2 результатов показывает, что истинное сопротивление разрыву для алюминиевого сплава АМг61 при скорости деформации $5 \cdot 10^3$ с⁻¹ практически полностью совпадает с откольной прочностью при скорости деформации $6,5 \cdot 10^5$ – $1,4 \cdot 10^6$ с⁻¹. Данный вывод не распространяется на другие материалы, и полученный результат подлежит проверке на других конструкционных металлах и сплавах.

Подводя итог, можно отметить, что для исследованного сплава откольная прочность оказалась малочувствительной к скорости деформации и совпадает с истинным сопротивлением разрыву при ударном растяжении на разрезном стержне Гопкинсона.

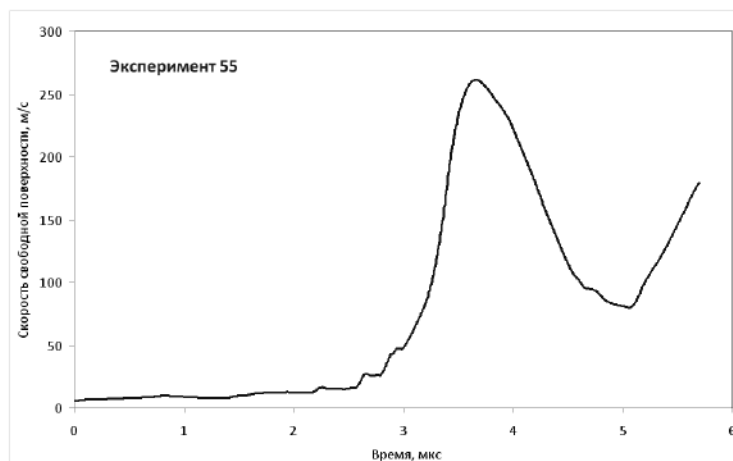


Рисунок 2 - Интерферограмма скорости свободной поверхности образца из сплава АМг61 при скорости удара $V_0 = 270$ м/с

Список литературы

1. Никифоровский В.С., Шемякин Е.И. Динамическое разрушение твёрдых тел. Новосибирск: Наука, 1979. 254 с.
2. Канель Г.И. Искажение волновых профилей при отколе в упругопластическом теле // Прикладная механика и техническая физика. 2001. Т. 42, № 2. С. 194 – 198.
3. Bragov A.M., Lomunov A.K. Methodological aspects of studying dynamic material properties using the Kolsky method // International journal Impact Engineering. 1995. V. 16. No.2. P. 321 – 330.
4. Савенков Г.Г., Кузнецов А.В., Брагов А.М., Константинов А.Ю., Ломунов А.К. Структурно-геометрические переходы при динамическом нагружении // Вестник ПНИПУ. Механика. 2016. № 3. С. 164 – 174.
5. Савенков Г.Г. Критические напряжения при отколе и динамическом разрыве металлов // Прикладная механика и техническая физика. 2005. Т. 46, № 6. С. 103 – 107.
6. Шапошников Н.А. Механические испытания металлов. М.; Л.: Машгиз, 1951.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ
ZrO₂(CaO) – Al₂O₃ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КОРУНДА**

**Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Жигачев А.О., Тюрин А.И.,
Вишняков А.Д., Топчий А.А.**

*Тамбовский государственный университет имени Г.П. Державина, Тамбов, Россия
E-mail: aadmitr@yandex.ru*

Разработка композиционных нанокерамических материалов с улучшенными рабочими характеристиками является важной материаловедческой задачей. Одновременное повышение твердости и вязкости разрушения может быть достигнуто посредством варьирования соотношения концентраций исходных компонент и технологических параметров синтеза керамик. Наилучшие успехи на этом пути получены путем комбинирования стабилизированного диоксида циркония (обладающего рекордно высокими для оксидных керамик прочностью на изгиб и ударной вязкостью) и корунда, характеризующегося высокой твердостью [1-2]. Уникальный комплекс механических и трибологических свойств наряду с высокой химической стойкостью и биосовместимостью композиционной керамики ZrO₂ - Al₂O₃ обеспечивает ей широчайший спектр практических приложений от производства износостойких подшипников до создания хирургических инструментов и имплантатов. В связи с этим, цель работы заключалась в исследовании механических характеристик композиционной керамики ZrO₂(CaO) - Al₂O₃ (спекаемой при температурах, характерных для циркониевой керамики) в зависимости от концентрации корунда.

Компоненты композита (в виде порошков синтетического ZrO₂, CaO и Al₂O₃) смешивали следующим образом. Молярную концентрацию стабилизатора (CaO) по отношению к ZrO₂ сохраняли неизменной $C_{CaO} = 6,5 \text{ mol. \%}$, а массовую концентрацию Al₂O₃ по отношению к смеси CaO-ZrO₂ изменяли в диапазоне от 0 до 25 wt. %. Помол производили в планетарной мельнице в течение 5 h. Формовку образцов осуществляли путем одноосного сухого прессования при нагрузке 5000 kg в течение 30 s. Спекание образцов проводили на воздухе в двухстадийном режиме. На первом этапе образцы нагревали до температуры $T_1 = 1300 \text{ }^\circ\text{C}$ и выдерживали в течение 5 min. Затем, образцы охлаждали до температуры $T_2 = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$ и спекали в течение 4 h. Согласно данным [2] такой режим спекания является оптимальным (с точки зрения механических свойств) для композиционной керамики ZrO₂(CaO) – Al₂O₃ с малым содержанием корунда. Более подробно информация о процедуре подготовки образцов описана в [2]. Микротвердость H тестировали на автоматизированном микротвердомере Duramin – A300 при нагрузке 50 N. Для визуализации отпечатков индентора, радиальных трещин и измерения их длин использовали сканирующий электронный микроскоп высокого разрешения Merlin (Carl Zeiss). Прочность на изгиб определяли методом трехточечного нагружения с использованием разрывной машины MTS 870 Landmark.

Показано, что при описанных выше условиях синтеза композиционных керамик ZrO₂(CaO) – Al₂O₃ зависимость микротвердости H от концентрации в них корунда $C_{Al_2O_3}$ имеет нелинейный характер (Рис.1, а, кривая 1). В диапазоне концентраций корунда $2,5 \% \leq C_{Al_2O_3} \leq 10 \%$ зависимость $H(C_{Al_2O_3})$ имеет особенность. При $C_{Al_2O_3} = 5 \%$ микротвердость существенно превышает значение H , прогнозируемое с точки зрения аддитивного вклада корундовой составляющей композита. При $C_{Al_2O_3} > 10 \%$ наблюдается увеличение H пропорциональное содержанию корунда.

Установлен «нетипичный» характер зависимости вязкости разрушения K_C синтезируемых керамик ZrO₂(CaO) - Al₂O₃ от концентрации в них корунда $C_{Al_2O_3}$ (Рис.1, а, кривая 2). В диапазоне концентраций корунда $2,5 \% \leq C_{Al_2O_3} \leq 10 \%$ наблюдается максимум на зависимости $K_C(C_{Al_2O_3})$. Важно отметить совпадение концентраций корунда в композите ($C_{Al_2O_3} \sim 5 \%$), при которых наблюдаются улучшенные значения микротвердости и вязкости разрушения (Рис. 1, а).

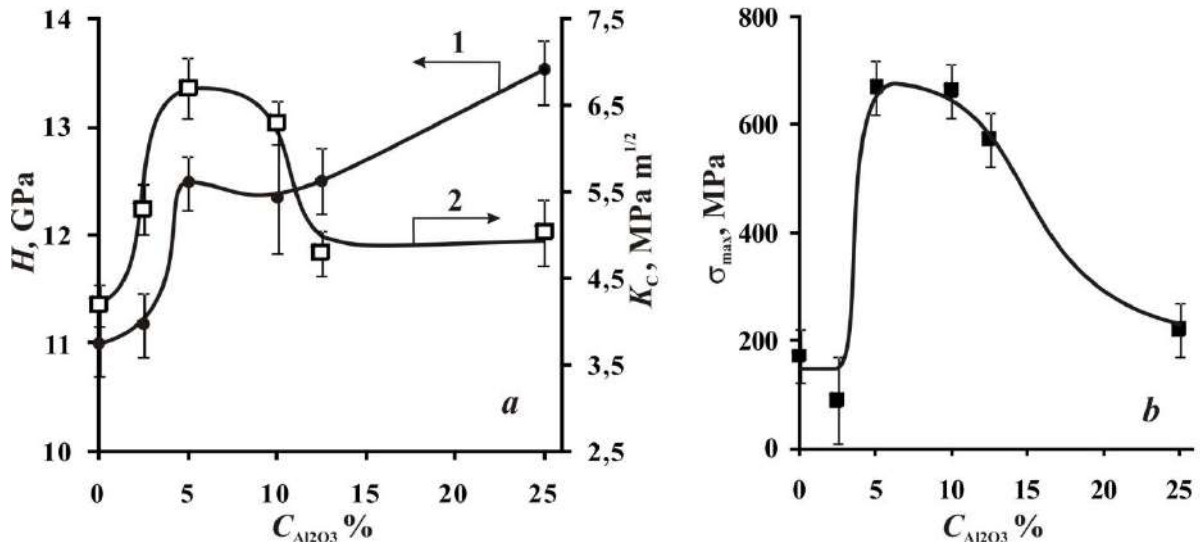


Рисунок 1- Зависимости микротвердости и вязкости разрушения (а), а также прочности на изгиб (b) от концентрации корунда в композите $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$

Показано, что для синтезируемых в условиях низкотемпературного спекания композиционных керамик $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ немонотонный характер зависимости механических свойств от концентрации корунда проявляется и на макроуровне. Так, на Рис. 1, b представлена зависимость прочности на изгиб σ_{max} синтезируемых композитов $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ от концентрации в них корунда $C_{Al_2O_3}$. Видно, что максимальное значение прочности на изгиб ($\sigma_{max} = 670 \pm 50$ МПа) достигается в композитах, содержащих 5 % корунда.

Наблюдаемые немонотонности зависимостей $H(C_{Al_2O_3})$, $K_C(C_{Al_2O_3})$ и $\sigma_{max}(C_{Al_2O_3})$, нехарактерные для исследуемых композитов, по-видимому, связаны с выбранными условиями спекания. Используемые в проведенных исследованиях температуры спекания ($T_1 = 1300$ °С и $T_2 = 1200$ °С) существенно ниже, обычно используемых для термообработки корундовой керамики и композитов $ZrO_2 - Al_2O_3$ ($T > 1500$ °С [3]). С одной стороны, это препятствует ожидаемому росту микротвердости композита по мере увеличения содержания в нем более твердого корунда. С другой стороны, спекание при относительно низких температурах не вызывает существенного роста среднего размера зерна диоксида циркония. По данным рентгеновской дифрактометрии, средний размер кристаллитов диоксида циркония $D_{ZrO_2} \sim 85$ нм. Это положительно сказывается на величине микротвердости синтезируемых композитов.

Вязкость разрушения композиционных керамик $ZrO_2 - Al_2O_3$ напротив, как правило, снижается пропорционально увеличению содержания в них корунда. Обнаруженные нами «нетипичные» максимумы на зависимостях $K_C(C_{Al_2O_3})$ и $\sigma_{max}(C_{Al_2O_3})$ в области малых концентраций корунда ($C_{Al_2O_3} \sim 5$ %), по-видимому, обусловлены проявлением дисперсионного механизма упрочнения композитов. Подтверждением этому являются данные сканирующей электронной микроскопии. В качестве примера, на Рис. 2 представлены СЭМ-изображения вершин радиальных трещин, образующихся при внедрении индентора в композиционные керамики $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ с содержанием корунда 5 % и 25 %. Видно, что радиальные трещины, распространяющиеся по границам зерен, периодически «упираются» в кристаллиты Al_2O_3 . Линейные размеры кристаллитов корунда (темные участки на СЭМ-изображениях) существенно превышают размеры кристаллитов диоксида циркония. Это вызывает отклонения в направлениях распространения трещин, что в свою очередь, сопровождается диссипацией энергии и, соответствующим увеличением вязкости разрушения K_C даже при малых концентрациях корунда ($C_{Al_2O_3} = 5$ %). Повышение содержания корунда в композите пропорционально увеличивает частоту отклонений трещин при их «столкновениях» с кристаллитами Al_2O_3 (Рис. 2). Это

должно вызывать увеличение значения K_C , пропорциональное концентрации корунда. Однако увеличение $C_{Al_2O_3}$ достигается за счет уменьшения в композите концентрации стабилизированного диоксида циркония. Это приводит к уменьшению вклада трансформационного упрочнения, присущего $ZrO_2(CaO)$. Таким образом, взаимно противоположные отклики влияния концентрации корунда на дисперсионный и трансформационный механизмы упрочнения композиционной керамики обуславливают наблюдаемый нами немонотонный характер (наличие максимумов) зависимостей вязкости разрушения K_C и прочности на изгиб σ_{max} от концентрации корунда $C_{Al_2O_3}$.

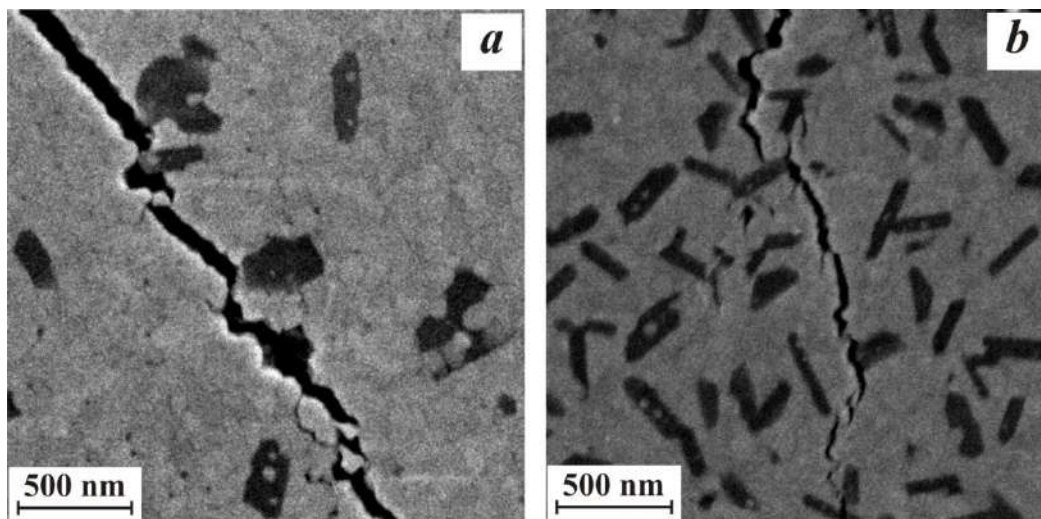


Рисунок 2- Характерные СЭМ-изображения вершин радиальных трещин, формируемых при внедрении пирамиды Виккерса в композиционные керамики $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ с содержанием корунда 5 % (a) и 25 % (b). Темные области на СЭМ-изображениях соответствуют включениям (кристаллитам) корунда

Таким образом, комплексный анализ зависимостей микротвердости, вязкости разрушения и прочности на изгиб от концентрации корунда в композиционных керамиках $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ (спекаемых при относительно низких температурах) позволяет заключить, что оптимальное соотношение их механических свойств достигается при концентрации корунда $C_{Al_2O_3} = 5\%$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10405). Результаты были получены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина.

Литература

1. Fu L.-Sh., Wang Zh., Fu X.-S., Chen G.-Q., Zhou W.-L. // Materials Science & Engineering: A. 2017. V. 703. P. 372-379.
2. Дмитриевский А.А., Тюрин А.И., Жигачев А.О., Гусева Д.Г., Овчинников П.Н. // ПЖТФ. 2018. Т. 44. № 4. С. 25-33.
3. Verma V., Manoj Kumar B.V. // Materials Today: Proceedings. 2017. V.4. P. 3062–3071.

STRUCTURAL AND PHYSICAL - MECHANICAL TRANSFORMATIONS IN COPPER DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION**Rogachev S.O.¹, Zemlyakova N.V.²**¹ *The National University of Science and Technology "MISIS", 119049 Leninsky pr. 4, Moscow, Russia*² *Mechanical Engineering Research Institute of RAS (MERI RAS), 603024 Belinsky Str. 85, Nizhny Novgorod, Russia. serti222@ya.ru*

The results are obtained on the change in the structure and physical properties of copper after cold deformation in the initial state and after cold ECAP deformation ($t = 20^\circ\text{C}$) the route Bc with 2, 4, and 8 passes. After eight passes a structure is formed, which consists of a grid with grains in (0, 3 - 5 μm). The total area of grains with high-angle boundaries has changed after 8 passes to 35%. The change in the velocity of longitudinal acoustic waves depends on the changes in the structure of copper: the appearance of deformation bands and boundary grains: the band slip (after 2 passes) and the bands meso (after 4 passes) and grains with the large - angle of boundary (after 8 passes).

1. Introduction

The production of ultrafine-grained materials by the method of equal-channel angular pressing relates to promising technologies [1-10]. The use of copper in industry is well known due to many valuable qualities. Copper M1 is used for current conductors, rolled and high-quality bronzes that do not contain tin; for the manufacture of cryogenic equipment. To apply the ECAP processing method to the industry, there must be justification. It is known that a well-developed structure, for example, on copper, can be obtained only after 16 passes of ECAP. After 8 passes, the longitudinal length of the work piece is reduced by a factor of 2. The use of material after ECAP at intermediate stages of development becomes relevant. Interruption of the ECAP makes it possible to obtain a product with increased strength, so the consumption of the material will decrease for the production of the product. To understand the properties of the resulting material, it is necessary to study the sequence of structural transformations at important stages of the ECAP. It is important to take into account that the ECAP simultaneously realizes the processes of dynamic recrystallization and strain hardening.

Task: to reduce the number of passes during the ECAP processing. The sample was deformed and later subjected of ECAP. Purpose: to accelerate the processes of severe plastic deformation. Obtain a state of developed plastic deformation at an earlier stage of deformation.

2. Experimental Procedure

For the study, a copper rod M1 with a diameter of 20 mm was obtained, in the initial large-crystalline state and after 2, 4 and 8 passes of equal-channel angular pressing along the B c route at room temperature.

The microstructure was studied with a *Neophot-32* metallographic microscope and a *TESCAN VEGA II* scanning electron microscope. The microstructure was observed in cross section. X-ray diffraction analysis was carried out on diffractometer using $\text{CoK}\alpha$ - radiation in the range of angles 2θ from 40 to 115. The regions of coherent scattering were determined.

Acoustic tests were conducted by an echo-pulse method. For the measurement we used a device consisting of a generator, probing the action of piezoelectric signals, a high-frequency amplifier, a digital oscilloscope of the *SCOPE 1000VS PC* and a PC with GOST 23829-85. The central frequency of the piezoelectric transducers was ~ 5 MHz. Microhardness was measured in accordance with the standard procedure in accordance with GOST 5490 – 76.

Results and discussions

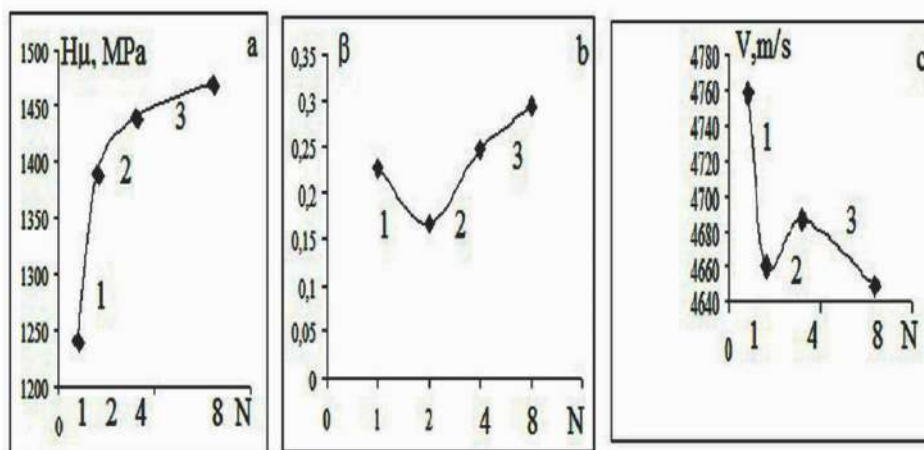


Figure 1 shows: microhardness (H_{μ}), the data of X-ray diffraction analysis β (311) and acoustic tests (V_{long}) for large - coarse size and after 2, 4, 8 passes (N).

It is which change in the broadening of the X-ray line (311) and the velocity of longitudinal waves from the number of passes during ECAP processing are seen (V_{along}). In the presented graphs of Fig. 1, we can distinguish three sections marked with the section of 1, 2 and 3.

At section 1 of Fig. 1, the physical properties change: decrease of the broadening of the X-ray line β (311) and in the velocity of longitudinal waves and the increase of microhardness. The broadening of the diffraction lines of the ECAP, should the formation of sizes of crystallites, block structures (regions of coherent scattering) or crystal lattice distortions. On section 1 (initial - 2 passes) - increase of the broadening β is due to the micro stressing strength of the 2 kind (size less of $\sim 1 \mu m$), that arise in the material during deformation [11]. The changes were: decrease is β of 0,2268 to 0,1661 and in the regions of coherent scattering (RCS) with increase of sizes D of 130nm to 177nm and decrease of speed of elastic waves (V_{along}) at 4760 - 4660m/s. Such changes in the deformed material can mean relaxation processes.

On section 2 (2 - 4 passes of ECAP) the changes were: β for 0,1661 to 0,2476 and D of 177 nm - 118nm and accordingly the speed of elastic waves increases. It can be seen, that these changes are mirror with section 1. See explanations for changes in the description of the structure.

On the section 3 (4 - 8 passes of ECAP) increase β for 0, 2476 to 0, 2932 and the decrease of D of 118 nm by 100nm, but it is decreasing speed of longitudinal waves, which is typical for the newly structure of the material.

Metallographic analysis on the optical (Fig.2 a, b, f) and scanning microscope (Fig. 2 c, d, e) showed that the change of the original coarse-grained grain takes place gradually and has its own peculiarities after 2, 4 and 8 passes. Let us dwell on this in more detail.

After 2 passes, a nonuniform subgrain structure with small-angle grain boundaries was formed, the presence of which confirms the absence of their correct form (Fig. 2 b, c). At the same time, studies of the fine structure have shown that it consists of grains with small - angle boundaries formed from the walls of dislocations. The presence of a large number of slip lines ($1 \mu m$) indicates an increased number of dislocations, which in turn reduce the velocity of longitudinal elastic waves [12, 13].

After the 4 passes (Fig. 2, f) of the ECAP, the microstructure represents the unevenly arranged bands of the different colors found after etching. Meso - band on a photo is of dark color, width is less $1 \mu m$. Different color after etching characterizes zones with different deformation studies: dark color zone - with increased deformation and less deformation - the light color zone. The appearance of anisotropy increases the velocity of longitudinal waves.

After 8 passes (Fig. 2 d, e), the microstructure represents a grid in the form of parallelograms, with dimensions of $2 \times 5 \mu m$. On the perimeter of which there are grains $0,3 \mu m$ - of dark color, and the middle of the parallelogram contains grains of light color with small-angle boundaries. Can be seen, that the grains has acquire the correct faceting,

characteristic of the large-angle boundaries. Explain uneven etching of grains can be explained by varying degrees of deformation. It is known that when the deformation is increased, the material is etched more intensively in the chemical reagent.

The formation of an unevenly deformed structure during ECAP is associated with the process of dynamic recrystallization. When newly formed recrystallized grains with low dislocation density are saturated again with dislocations, since the deformation continues. The repeatedly alternating cycles of dynamic recrystallization and cold hardening of recrystallized grains correspond to the steady state with an invariable middle grain size, like grains 0.3 micrometer of dark color [14].

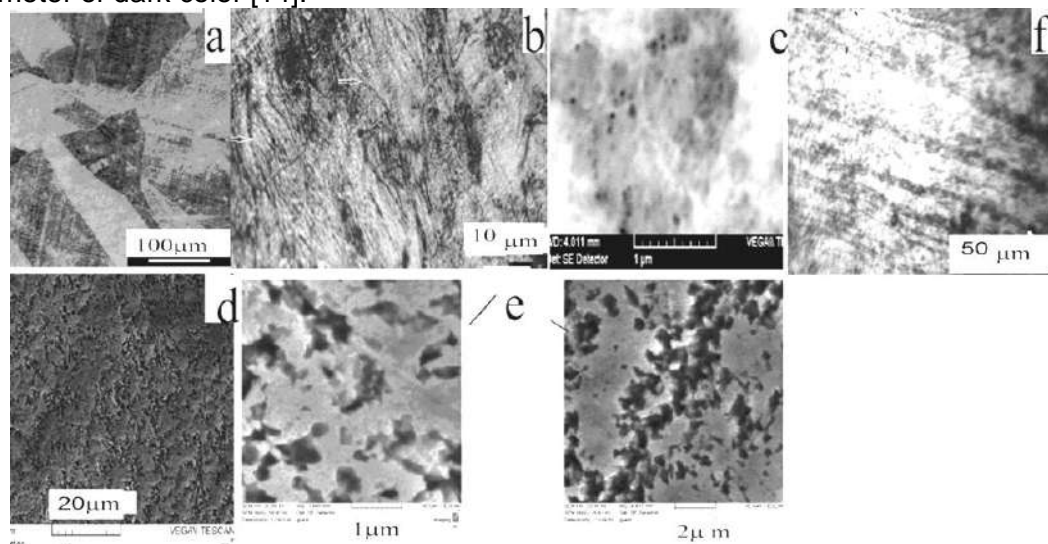


Figure 2 - The initial large-crystalline microstructure of copper M 1(a), after 2 passes (b, c) and after 4 passes (d, e) and 8 passes (f) of ECAP processing

Conclusions. The use of double deformation makes it possible to obtain a structure with many slip lines of one width at an early stage. The after 2 passes (fig 2.b) is presence of a large number of slip lines indicates an increased number of dislocations and at the same time this is the period of relaxation relative to the initial state.

The change in the velocity of longitudinal acoustic waves depends on the changes in the structure of copper. After 2 passes, slip bands of 1 μm width are formed and the velocity decreases; after 4 passes, meso-bands appear and the velocity increases; after 8 passes a network structure is formed, in which the grain has a boundary and the velocity decreases.

The work was carried out within the framework of the state assignment of the IAP RAS to conduct fundamental scientific research for 2013-2020 on the topic No. 0035-2014-0401 (registration No. 01201458049)

- [1]. Valiev R.Z. Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation. M.: The Logos. 2000. 272p.
- [2]. Rybin V.V. Large plastic deformation and destruction of metals. Moscow: Metallurgy. 1986. 224p.
- [3]. Glezer A.M. // Physics and technology of high pressures. 2008. Vol. 18, No. 4. P. 21 - 36.
- [4]. Glezer A.M., Pozdnyakov V.A., et al. // Mater. Sci. Forum. 1996. Vol. 781. P. 225 - 227.
- [5]. Utyashev F.P. Modern methods of intensive plastic deformation. Ufa. 2008. 314p.
- [6]. Segal V.M. and ot. Processes of plastic structure formation of metals. Minsk. 1994. 231p.
- [7]. Korshunov A.I. Physical - mechanical properties of materials after equal-channel angular pressing. 2013. 256 p.
- [8]. Kozlov E.V., Trishkina L.I., Popov N.A., Koneva N.A. // Physical mesomechanics. 2011. Vol. 14. No. 3. P. 95.
- [9]. Rybin V.V., Ushanova E.A., Zolotarevsky N.Yu // Journal of Technical Physics. 2014. № 12. p. 81.
- [10]. Zolotarevsky V.S. Mechanical properties of metals. Moscow: Metallurgy. 1983. 352 p.
- [11]. Livshits B.G. Metallography. Moscow: Metallurgy. 1963. 422 p.
- [12]. Trouel R. Ultrasonic methods in solid state physics. World. 1972. 308 p.
- [13]. Savin G.N. Propagation of elastic waves in media with a microstructure // Applied Mechanics. 1970. T.4. Vol. 7. p. 48 - 52.
- [14]. Novikov I. I. Theory of heat treatment of metals. Moscow: Metallurgy. 1986. 480 p.

ОСОБЕННОСТИ КВАЗИСКОЛА ПРИ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Е. Д. Мерсон¹, В. А. Полуянов¹, П. Н. Мягих¹, Д. Л. Мерсон¹, А. Ю. Виноградов²

*1 - НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, Россия*

*2 - Норвежский технологический университет, г. Тронхейм, Норвегия,
MersonED@gmail.com*

1. Введение

На протяжении десятков лет водородная хрупкость (ВХ) сталей является актуальной проблемой для нефтегазовой, химической и других отраслей промышленности. Несмотря на многолетнюю историю изучения, по-прежнему остается множество недостаточно изученных вопросов, касающихся природы данного явления. В частности, в последнее время в литературе активно обсуждается роль водорода в механизме формирования изломов с морфологией квазискола, называемой также сколоподобной или квази-хрупкой [1, 2]. В соответствии с представлениями М. А. Штремеля [3], формирование рельефа излома, называемого «квазисколом» есть следствие развития трещин по механизму скола в структуре с высокой плотностью дислокаций. Из-за того, что кристаллографические плоскости скола в такой структуре развернуты на большой угол плоские фасетки в ней образоваться не могут. Недавно с помощью конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ) в работе [4] было показано, что фасетки квазискола в наводороженной низкоуглеродистой стали имеют криволинейный профиль, в отличие от плоских фасеток скола в изломе той же стали, разрушенной в жидком азоте. Поскольку наводороженные образцы перед разрушением в данном исследовании претерпевали большую деформацию, чем те, что были испытаны в жидком азоте, действительно, опираясь на рассуждения Штремеля, можно предположить, что искривленные фасетки квазискола в наводороженной стали – это фасетки скола в деформированном зерне феррита. Однако существует устойчивое мнение о том, что механизм образования рельефа квазискола в случае ВХ не имеет отношения к разрушению сколом и скорее имеет больше общего с вязким разрушением [1, 2]. Вследствие противоречивости данных по рассматриваемому вопросу, целью настоящего исследования было: установить является ли скол в структуре с высокой плотностью дислокаций механизмом формирования фасеток квазискола на поверхности дефектов «рыбий глаз» в наводороженной низкоуглеродистой ферритной стали.

2. Методика исследования

Для достижения поставленной цели в работе проводили эксперимент по следующей методике. Плоский гладкий образец для испытаний на одноосное растяжение с размером рабочей части 15x4x2,5 мм при помощи электроискрового станка был вырезан из горячекатаного листа низкоуглеродистой стали марки S235JR и затем отожжен в вакууме при температуре 950 °С в течение 30 минут.

Насыщение образца водородом проводили электролитическим методом в 5% растворе H₂SO₄ с добавлением 1,5 г/л тиомочевины (стимулятор наводороживания) при плотности тока 400 мА/см² в течение 1 часа. Сразу после окончания наводороживания образец закрепляли в захватах универсальной испытательной машины H50KT (Tinius Olsen), на нижнем захвате которой была установлена емкость, предназначенная для заливки жидкого азота. При комнатной температуре производили растяжение образца до остаточной деформации 12% при постоянной скорости движения траверсы 5 мм/мин. Затем образец полностью разгружали, заливали в емкость жидкий азот, так что он полностью закрывал образец, и после прекращения кипения азота производили повторное нагружение образца до разрушения.

Фрактографическое исследование проводили при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) SIGMA (Zeiss) и КЛСМ Lext OLS4000 (Olympus).

3. Результаты и обсуждение

Результаты эксперимента показали, что разрушение образца при испытании в жидком азоте произошло в области квазиупругой деформации без какой-либо дополнительной пластической деформации.

Согласно результатам фрактографического анализа, в изломе образца присутствует несколько дефектов типа «рыбий глаз», представляющих собой округлые области поверхности разрушения с морфологией квазискола (рис. 1а). Хорошо известно, что появление данных дефектов в изломе является следствием наличия в стали диффузионно-подвижного водорода [5, 6]. Они зарождаются, преимущественно, на неметаллических включениях, которые служат концентраторами одновременно и напряжений, и водорода, создавая, таким образом, вблизи них наиболее благоприятные условия для зарождения трещин ВХ. Рост таких трещин начинается на стадии деформационного упрочнения [5] и происходит в радиальном направлении от очага, о чем свидетельствует ориентация линий речного узора на фасетках (рис. 1а). Очевидно, что дефекты «рыбий глаз» образовались в процессе первого нагружения при комнатной температуре, поскольку при температуре жидкого азота диффузионная подвижность водорода чрезвычайно мала и он не участвует в процессе роста трещин.

За пределами данных дефектов излом полностью состоит из фасеток скола (рис. 1). Причем наблюдается четкая граница между поверхностью дефекта «рыбий глаз» и поверхностью скола (рис. 1 б-г). Отличительной особенностью морфологии фасеток квазискола является наличие на их поверхности многочисленных гребней отрыва, а также полос, ориентированных приблизительно перпендикулярно линиям речного узора. С помощью КЛСМ установлено, что на границе раздела квазискол/скол имеется четкая граница перехода от плавно искривленного участка профиля, соответствующего фасеткам квазискола, к участку, представленному ломаной линией, который соответствует фасеткам скола (рис. 1г). Таким образом, поскольку в соответствии с условиями эксперимента деформация микроструктуры по сечению излома должна быть примерно одинаковой, она не могла стать причиной искривления фасеток квазискола. В противном случае, т.е. если бы криволинейный профиль поверхности фасеток квазискола формировался в результате роста трещины скола в деформированной структуре, фасетки скола, образованные при нагружении образца в жидком азоте должны были бы иметь точно такой же рельеф, как и фасетки на поверхности «рыбьего глаза».

Если в соответствии с [3] считать, что «квазискол» – это поверхность разрушения, образованная в результате скола в сложной структуре (многофазной, мелкодисперсной, с высокой плотностью дислокаций и т.д.), то фасетки на поверхности дефектов «рыбий глаз» не вполне корректно называть фасетками квазискола, поскольку механизм их образования, по-видимому, имеет иную природу. Относительно последней, существует несколько альтернативных гипотез, в которых, так или иначе, подразумевается, что формирование поверхности квазискола в наводороженных сталях есть результат вязкого разрушения [1, 2]. Проверка данных гипотез выходит за рамки настоящей работы и требует дополнительных исследований.

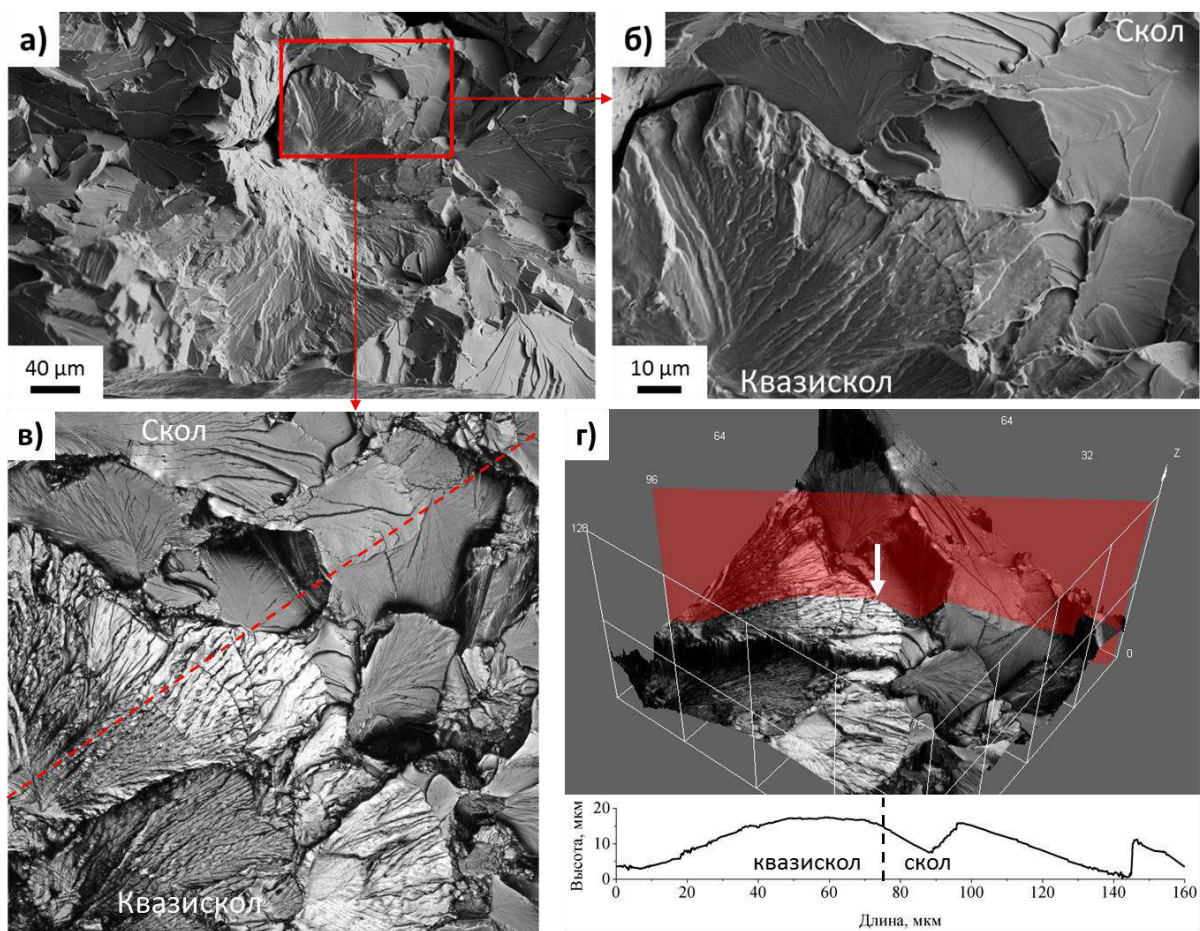


Рисунок 1 – Дефект типа «рыбий глаз» с морфологией квазискола в окружении фасеток скола на СЭМ (а, б) и КЛСМ (в, г) снимках поверхности разрушения наводороженного образца, продеформированного на воздухе до 12% остаточной деформации и затем разрушенного в жидком азоте.

4. Выводы.

Установлено, что формирование фасеток квазискола на поверхности дефектов «рыбий глаз» в наводороженной низкоуглеродистой стали происходит по механизму, отличному от механизма скола в структуре с высокой плотностью дислокаций.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 17-08-01033)

Список использованных источников:

1. Martin M.L. et al. On the formation and nature of quasi-cleavage fracture surfaces in hydrogen embrittled steels // Acta Mater. - 2011. -Vol. 59, № 4. -P.1601–1606.
2. Lynch S. P. Hydrogen embrittlement phenomena and mechanisms // Corros. Rev. - 2012. -Vol.30, № 3-4. -P. 63–133
3. Штремель М.А. Разрушение Книга 2. М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. -976 р.
4. Merson E. et al. Quantitative characterization of cleavage and hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture surfaces with the use of confocal laser scanning microscopy // Mater. Sci. Eng. A. Elsevier. - 2016. -Vol. 665. -P. 35–46.
5. Merson E. Application of acoustic emission method for investigation of hydrogen embrittlement mechanism in the low-carbon steel // J. Alloys Compd.-2015. -Vol.645. -P. S460–S463.
6. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. -334 р.

ВЛИЯНИЕ РАСТЯЖЕНИЯ И СЖАТИЯ НА ГЕОМЕТРИЮ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$.

Бетехтин В.И., Бутенко П.Н., Гиляров В.Л., Гиляров И.В., Корсуков В.Е.,
Корсукова М.М., Нарыкова М.В., Обидов Б.А.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, Россия

Vjacheslav.Korsukov@mail.ioffe.ru

Многие металлические стекла (МС) на основе железа выделяются своими высокими магнитными и механическими характеристиками [1-3]. Роль поверхности в зарождении деформационных дефектов, развитие деформации и разрушения МС является предметом многочисленных исследований. Однако, известные в литературе экспериментальные и теоретические данные о поведении поверхностных слоев в процессе деформации и разрушение этих материалов являются часто противоречивыми и носят дискуссионный характер. В связи с этим, исследования трансформации рельефа поверхности в поле механических сил является актуальной задачей.

Цель работы: установить влияние растяжения и гидростатического сжатия на морфологию поверхности МС $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$.

Объекты и методы исследования: ленты МС $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$ (промышленная марка 2НСР), полученные методом спиннингования. Были применены методы сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) и атомной силовой микроскопии (АСМ), исследовалась контактная поверхность ленты по отношению к диску; одноосное растягивающее напряжение прикладывалось в диапазоне 0 — 2,7 GPa, гидростатическое сжатие — 1 GPa. Анализ рельефа поверхности проводился разными методами; строились функции распределения неоднородностей по их размерам, определялись фрактальные характеристики поверхности с помощью методик “Box Counting” и “Wavelet Transformation”.

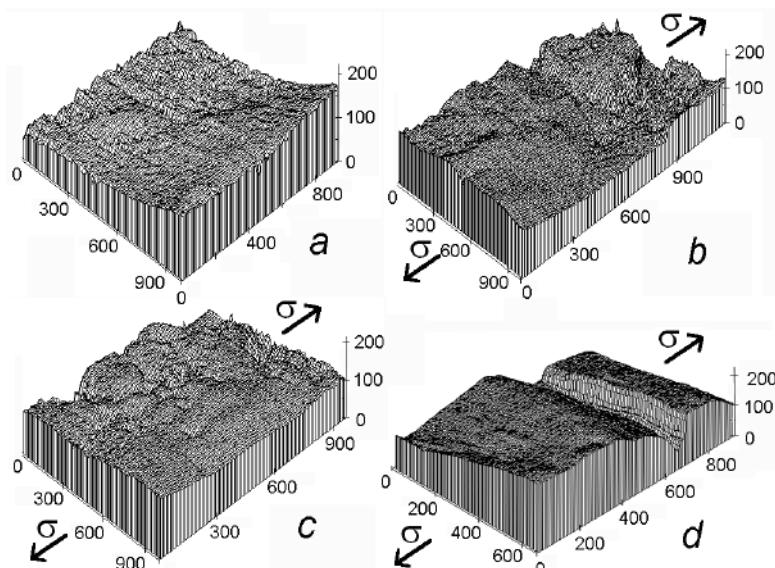


Рисунок 1- Поверхность ленты МС $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$: а – в свободном состоянии, b – нагрузка 1,45 GPa, с – нагрузка 1,7 GPa, d – нагрузка 2,3 GPa.

Результаты. Под действием растягивающей нагрузки проявляются следующие эффекты (рис. 1): линейные дефекты перпендикулярные оси действия нагрузки, линейные дефекты под углом 45° к оси действия нагрузки, нелинейные дефекты, заглаживание рельефа, крупные неоднородности, полосы сброса, поверхностные трещины. На Рис. 2 показана зависимость ширины спектра сингулярностей от растягивающей нагрузки (одномерный и двумерный случай) вплоть до разрыва образца. Двумерный случай показывает, что непосредственно перед разрывом

образца реализуется тенденция к монофрактализации поверхности, однако, в одномерном случае это происходит не всегда [3].

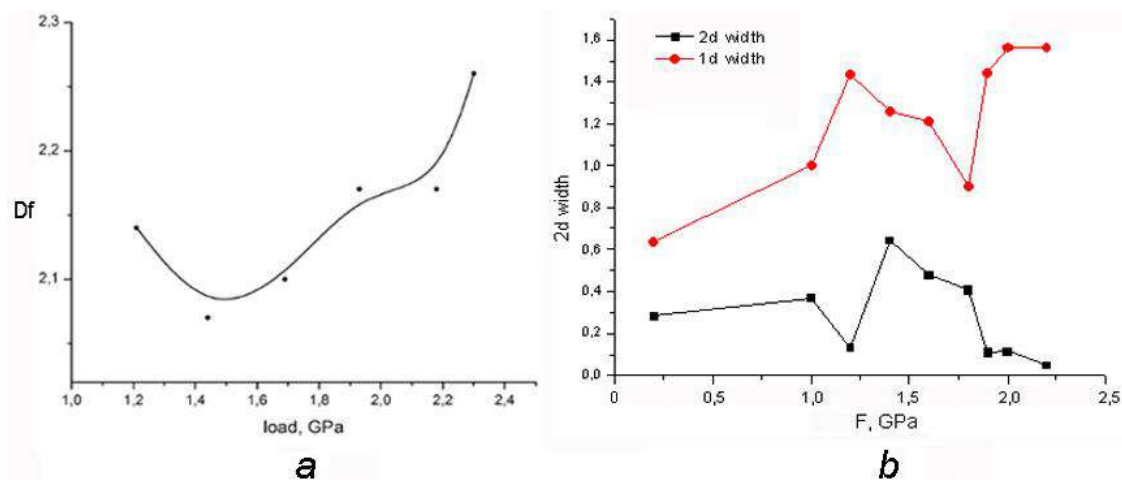


Рисунок 2 - Влияние нагрузки на фрактальную размерность (a) и ширину спектра сингулярностей (b) поверхности ленты МС $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$

Интересно посмотреть, как влияет гидростатическое сжатие на рельеф поверхности. На рис.3 приведены топограммы поверхности разных масштабов, полученные методом АСМ.

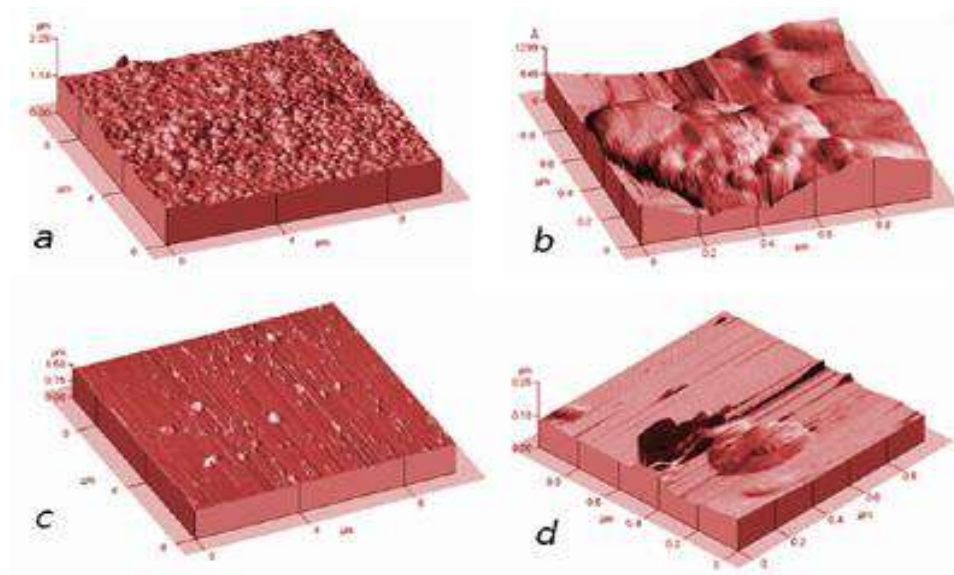


Рисунок 3- Влияние гидростатического сжатия на рельеф поверхности ленты МС $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$
 а, b – свободное состояние, с, d – нагрузка 1 GPa

Видно, что гидростатическое сжатие сильно влияет на рельеф. Сильно бугристые поверхности (рис.а, b) после выдерживания образцов под давлением ~ 1 GPa, разглаживаются. Количественно этот эффект показан на рис. 4 а,b.

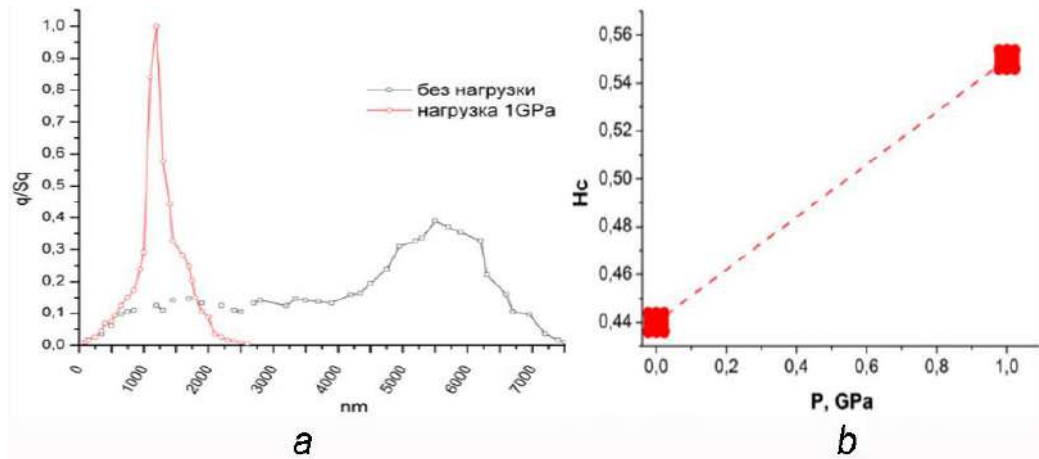


Рисунок 4 - Поверхность ленты MC Fe₇₇Ni₁Si₉B₁₃ под воздействием гидростатического сжатия: распределение неоднородностей по размерам (а), изменение коэффициента Херста (b)

Рис.4а демонстрирует уменьшение относительного количества крупных и увеличение количества мелких дефектов при гидростатическом сжатии. Рис.4б показывает увеличение коэффициента Херста (H_c) после выдержки образца под гидростатическим давлением. Это означает, что фрактальная размерность поверхности уменьшается, происходит уменьшение площади поверхности.

Выводы:

Исходные поверхности, а также поверхности, подвергнутые гидростатическому сжатию и растяжению – мультифрактальны.

Поверхности, подвергнутые гидростатическому сжатию, неравномерно разглаживаются (коэффициент Херста увеличивается), происходит уменьшение площади поверхности.

Характеристики геометрии поверхности образцов, подвергнутых одноосному растяжению, изменяются немонотонно. Вводится понятие *критических событий* на поверхности: появление полосы деформаций, появление магистральной трещины, приводящей к разрыву образца.

Перед критическим событием наблюдается тенденция перехода поверхности от мультифрактального к монофрактальному состоянию.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-08-00360.

Список литературы

1. A. Vinogradov, I.S. Yasnikov, Y. Estrin. Phys. Rev. Lett. 108, 205, 504 (2012).
2. M. Cai, L.E. Levine, S.C. Langford, J.T. Dickinson. Mater. Sci. Eng. A 400–401, 476 (2005).
3. В.Л. Гиляров, В.Е. Корсуков, П.Н. Бутенко, И.Н. Светлов. ФТТ 46, 1806 (2004).

ВЛИЯНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО КОНТАКТА НА ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ ДЕТАЛЕЙ

Матлин М.М., Казанкин В.А., Казанкина Е.Н., Мозгунова А.И.

Волгоградский государственный технический университет (г. Волгоград, Россия)

E-mail: matlin@vstu.ru, detmash@vstu.ru

Энергоэффективность соединений деталей машин характеризуется многими факторами, среди которых следует выделить термическую и электрическую проводимость в контакте. Передача тепловой и электрической энергии в соединениях деталей происходит в пятнах контакта, что свидетельствует о том, что энергоэффективность соединений напрямую зависит от параметров контакта шероховатых поверхностей сопрягаемых деталей. В существующих работах, посвященных тематике исследования, показано, что термическая и электрическая проводимость контакта в соединениях деталей зависит от многих факторов, таких как шероховатости контактирующих поверхностей, распределение радиусов пятен контакта и другие [1, 2].

Следует отметить, что в большинстве работ для определения параметров контакта используются зависимости, справедливые только для случая, когда твердости материалов контактирующих поверхностей отличаются более чем в 2 раза. При этом происходит внедрение микровыступов более твердой поверхности в более мягкую. Однако на практике наиболее распространенным случаем является контакт деталей, твердости материалов близки (то есть отличаются менее чем в 2 раза) или вообще равны. При этом происходит одновременное внедрение и сплющивание микровыступов, а зависимости, справедливые для случая внедрения, дают значительную погрешность. В связи с этим, были проведены исследования контакта деталей, твердости материалов которых отличаются менее чем в 2 раза.

При проведении исследования контакт двух деталей с шероховатыми поверхностями был смоделирован контактом деталей с шероховатой и номинально плоской гладкой поверхностью путем введения понятия «эквивалентная шероховатая поверхность» [3].

Для описания контактного взаимодействия деталей была использована новая характеристика – приведенная пластическая твердость, учитывающая соотношение твердостей обеих контактирующих деталей:

$$H_{D_{np}} = \frac{1,5 \cdot H_{D_{ш}} \cdot H_{D}}{H_{D_{ш}} + H_{D}}, \quad (1)$$

где $H_{D_{ш}}$ – твердость материала детали с шероховатой поверхностью; H_{D} – твердость материала детали с гладкой поверхностью. При этом в случаях внедрения и сплющивания приведенная твердость принимает значение твердости материала той детали, которая деформируется упругопластически (для внедрения – H_{D} , для сплющивания – $H_{D_{ш}}$).

В работе [4] приведена зависимость для расчета сближения в контакте плоских шероховатых поверхностей деталей, справедливая для произвольного соотношения твердостей материала контактирующих деталей, то есть для различных явлений, протекающих в контакте (внедрение, сплющивание или одновременное внедрение и сплющивание):

$$\alpha = \left(\frac{2\pi F R_{max}^v \cdot a^{\frac{1}{b}}}{k A_a b_k H_{D_{np}} R^{1-\frac{1}{b}} \cdot h^{\frac{1}{b}}} \right)^{\frac{1}{v-1}}, \quad (2)$$

где F – сила, сжимающая поверхности деталей; R_{max} – максимальная высота

микровыступов поверхности; R – радиус кривизны микровыступов; A_a – номинальная площадь контакта; b_k и v – параметры кривой опорной поверхности; k – коэффициент силового подобия, показывающий соотношение сил в реальном контакте и в модели; h – остаточное сближение, a и b – коэффициенты, зависящие от соотношения твердостей сферической и плоской деталей $H_{Dш}/H_D$.

Коэффициенты a и b были определены на основе экспериментальных исследований. Анализ экспериментальных данных позволил описать зависимость этих коэффициентов от соотношения твердостей шероховатой и плоской деталей $H_{Dш}/H_D$ следующими формулами [4, 5]:

$$a = \frac{0,057}{(H_{Dш}/H_D)^{1,72}} + 0,142, \quad b = 1,306 - 0,153 \cdot \left(\frac{H_{Dш}}{H_D} \right). \quad (3)$$

Фактическая площадь контакта связана с величиной полного сближения следующей зависимостью [3, 6]:

$$\eta_r = A_r/A_a = a^* \cdot b_k \cdot \varepsilon^v, \quad (4)$$

где A_a – номинальная площадь контакта; b_k и v – коэффициенты кривой опорной поверхности, зависящие от вида обработки; $\varepsilon = \alpha/R_{max}$ – относительное сближение; R_{max} – наибольшая высота неровностей профиля; a^* – коэффициент, зависящий от характера деформации в контакте, определяемый как $a^* = \frac{h + 0,5\alpha_y}{\alpha}$.

Преобразовав выражение (4) с использованием выражения (2), получили

$$A_r = (h + 0,5\alpha_y) \cdot \frac{2\pi F \cdot a^{\frac{1}{b}}}{k \cdot H_{Dш} \cdot R^{1-\frac{1}{b}} \cdot h^{\frac{1}{b}}}, \quad (5)$$

Следует отметить, что для случаев внедрения или сплющивания (твердости отличаются более чем в 2 раза) формула (5) превращается в известные формулы для этих случаев [4, 7]:

для внедрения:

$$A_r = \frac{F}{H_D \cdot K_{yn}} \left(1 + \frac{\alpha_y}{h} \right); \quad (6)$$

для сплющивания

$$A_{r,c} = \frac{2,56 \cdot F}{K_{пл} \cdot H_D} \cdot \left(\frac{h_c}{R} \right)^{0,188} \left(1 + \frac{\alpha_{y,c}}{h_c} \right). \quad (7)$$

Проведенные исследования влияния соотношения твердостей на величину сближения в контакте показали, что расхождение между величинами сближения при внедрении и для случая контакта деталей, изготовленных из материалов близкой твердости, может превышать 30 % [8]. Очевидно, что аналогичное расхождение результатов наблюдается и при определении фактической площади контакта. В то же время получение достоверных значений фактической площади контакта является необходимым условием для определения термической и электрической проводимости контакта, а значит и для большей энергоэффективности соединения деталей.

Таким образом, приведенная зависимость для определения фактической площади контакта может быть использована при любом соотношении твердостей

материалов контактирующих поверхностей, то есть для любых явлений, протекающих в контакте (внедрение, сплющивание, одновременное внедрение и сплющивание).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гусев, А.Ф. Исследование фактической площади контакта по изменению электроконтактного сопротивления при внедрении со сдвигом сферических выступов в плоскую поверхность/А.Ф. Гусев, М.В. Новоселова//Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. В.В. Измайлова. Вып. 10. Тверь: Тверской государственный технический университет, 2017. – С. 19-22.

2. Измайлов В.В. Вариация проводимости дискретного контакта шероховатых поверхностей/В.В. Измайлов// Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. В.В. Измайлова. Вып. 10. Тверь: Тверской государственный технический университет, 2017. – С. 132-137.

3. Демкин, Н. Б. Контактное взаимодействие шероховатых поверхностей / Н. Б. Демкин. – М. : Наука, 1970. – 227 с.

4. Матлин, М.М. Жесткость упругопластического контакта деталей машин : монография / М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин. - М.: Машиностроение, 2015. - 217 с.

5. Матлин, М.М. Экспериментальное исследование прочности соединений, нагруженных поперечной сдвигающей силой / М.М. Матлин, Е.Н. Казанкина, М.А. Куликова, В.А. Казанкин // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования : межвуз. сб. науч. тр. / Тверской гос. техн. ун-т. - Тверь, 2012. - Вып. 5. - С. 37-40.

6. Крагельский, И.В. Трение и износ / И.В. Крагельский. – М. : Машиностроение, – 1968. – 383 с.

7. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.

8. Матлин, М.М. Влияние соотношения твердостей, нагрузки и параметров шероховатости на величину сближения в упругопластическом контакте шероховатых поверхностей плоских деталей/ М.М. Матлин, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин// Трение и износ. – 2016. – Т. 37, №4. – С. 416-420.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕСТРУКЦИЮ ВОЛОКНИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Лысенко Г.Н., Черчес Б.Х.

*ГНУ «Институт физико-органической химии НАН Беларуси», Минск, Беларусь
glysenko95@gmail.com*

Загрязнение воздуха техническими компонентами в виде газов и аэрозолей, первичная очистка воды из подземных источников и промышленных сточных вод относятся к важнейшим проблемам защиты окружающей среды и людей.

Эффективным способом очистки воздуха и воды от вредных компонентов является использование полимерных ионитных материалов (ионитов). В последние годы иониты нашли применение и в качестве катализаторов в ряде технологических процессах. Ранее иониты выпускались только в виде гранул. В настоящее время имеются волокнистые аналоги гранульных ионитов. Ввиду малого диаметра волокна ионитных катализаторов повышается эффективность последних за счет короткого диффузионного пути реагентов к активным центрам. Для характеристики ионитов необходимы сведения о границах их термостабильности.

В настоящей работе исследована термостабильность волокнистых ионитов ФИБАН А-5 и ФИБАН-6, синтезированных на основе полиакрилонитрильного волокна "нитрон" [1]. Слабоосновный ионит ФИБАН А-5(OH⁻) получают путем аминирования нитрильных групп ($\equiv\text{CN}$) волокна NN-диметиламинопропиламино. Ионит в хлоридной форме (А-5/Cl⁻) получают обработкой исходного образца 0,5 н раствором HCl с последующей отмывкой дистиллированной водой от избытка ионов хлора. Активными группами в данных ионитах являются третичные аминогруппы

(-N=), противоионами – OH⁻ и Cl⁻. Для повышения основности ионита синтезируют ионит ФИБАН А-6 в хлоридной форме, получаемый путем алкилирования ионита ФИБАН А-5 в основной форме 5%-ным водным раствором эпихлоргидрина. В результате 60-70% третичных аминогрупп ФИБАН А-5 переводят в четвертичные (-N≡).

Для определения температуры деструкции ионитов предложен метод, основанный на нагревании образца в токе инертного газа (азота), воды и обесцвечивании раствора перманганата калия (KMnO₄) продуктами термодеструкции, обладающими восстановительными свойствами. После определения температуры начала разрушения ионита часть волокна извлекали из реактора, а оставшееся количество при той же температуре выдерживали еще в течение 7 ч. Затем определяли обменную емкость (ОЕ) обеих частей ионита и содержание хлора. Метод ИК спектроскопии использовали для выявления активных функциональных групп и их превращений в процессе термодеструкции. Спектры регистрировали на ИК Фурье-спектрометре "Protege 460" фирмы "Nicolet" (США).

Наличие третичных аминогрупп в ИК спектрах исследованных образцов ФИБАН А-5/OH⁻ и ФИБАН А-5/Cl⁻ фиксировали по присутствию полос поглощения (ПП) в области 1060-1030 см⁻¹, характерных для связи C-N, а также по данным, представленным в таблице. Четвертичные аминогруппы собственных ПП в ИК спектрах не имеют.

Обесцвечивание раствора KMnO₄ в случае ФИБАН А-5/OH⁻ независимо от среды протекания процесса происходило в интервале 120-130^oC. Идентификацию третичных аминогрупп осуществляли по ПП 1038 см⁻¹ (рис. 1а, спектр 1). Из рисунка видно, что после термообработки в токе азота интенсивность ПП 1038 см⁻¹ практически не меняется, но снижается после обработки в токе воды. Уменьшается интенсивность нитрильных групп 2242 см⁻¹. Появляются дополнительные ПП 1710, 1250, 1006 и 741 см⁻¹ (спектр 3), характерные для проявления карбоксильных групп, которые могут образовываться в результате гидролиза нитрильных групп.

Деструкция хлоридной формы ФИБАН А-5 наблюдается при более высокой

температуре (в токе азота при 155°C). В ИК спектре образца наблюдается небольшое снижение интенсивности ПП 1038, 1060 см⁻¹ (рис.1б, спектр 2).

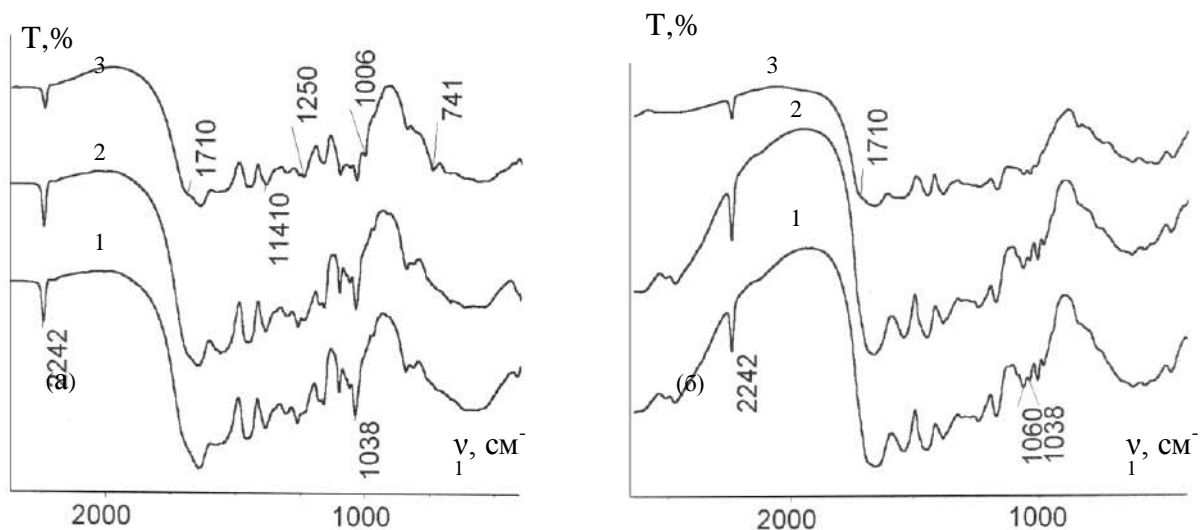


Рисунок 1- ИК спектры ФИБАН А-5/ОН⁻ (а): 1-исходный ионит, 1,2-после обработки в токе азота и воды при (120-130)°С; ФИБАН А-5/Сl⁻ (б): 1-исходный ионит, 1,2- после обработки в токе азота и воды при 155°С

Увеличение времени прогрева не вызывает заметных изменений в спектре. Существенные изменения появляются при обработке в токе воды. После выдерживания образца в течение 7 часов уменьшается интенсивность ПП 1038 и 1060 см⁻¹, падает интенсивность полосы 2242 см⁻¹, характеризующая связь С≡N (Рис. 1б, спектр 3). Одновременно в спектре появляется плечо при ~1710 см⁻¹, обусловленное проявлением связи С=О в карбоксильной группе. Вместе с тем после термообработки ФИБАН А-5/Сl⁻ в спектре отсутствуют дополнительные полосы, как в случае ФИБАН А-5/ОН⁻, а весь спектр имеет более диффузный, размытый вид. Следует отметить, что в спектре исходного ФИБАН А-5/Сl⁻, присутствует поглощение в области 2750-2550 см⁻¹, которое обусловлено наличием группировки (1 б, спектры 1, 2). После термообработки в токе воды это поглощение исчезает. Значительно уменьшается количество третичных аминогрупп (таблица).

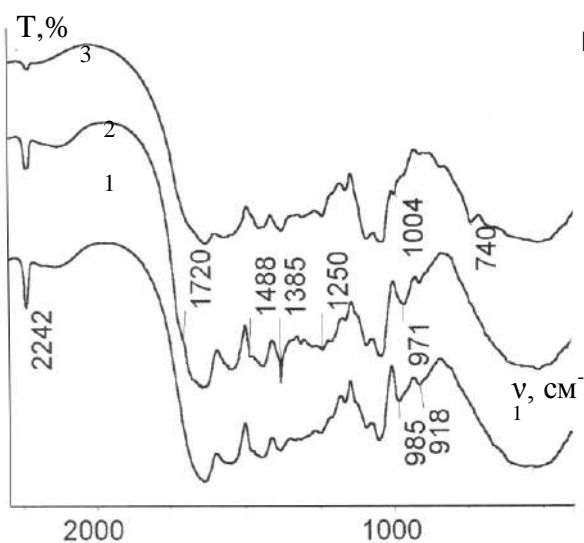


Рисунок 2- ИК спектры ФИБАН А-6/Сl⁻:
1 - исходный ионит⁻; 2- после обработки в токе азота при 160°С в течение 1 часа;
3- после обработки в токе воды при 160°С в течение 7 часов.

Сопоставляя результаты спектрального анализа обеих форм ионита и данные таблицы можно предположить, что процесс отрыва активных третичных аминогрупп

рассмотренных образцов ФИБАН А-5 протекает в различных температурных интервалах и по разным механизмам.

Для ИК спектра исходного ионита ФИБАН А-6/Сl⁻ (рис. 2, спектр 1) характерно присутствие ПП разной интенсивности 985 и 918 см⁻¹, принадлежащих, соответственно, колебаниям метиленовых групп и кольца эпоксигрупп. Обесцвечивание раствора КМnO₄ для этого ионита наблюдается при 160^oС. В ИК спектре ФИБАН А-6, обработанного при этой температуре в атмосфере азота в течение 1 часа (рис.2, спектр 2) увеличивается интенсивность ПП при (1060-1030) см⁻¹, характерных для проявления третичных аминогрупп. Наблюдается уменьшение интенсивности ПП 2242 см⁻¹, появление слабого плеча при ~1720 см⁻¹ и роста интенсивности ПП 1250 см⁻¹.

Таблица - Изменение обменной емкости ионитов после термодеструкции

Исходный анионит			Термодеструкция ФИБАН А-5/Сl ⁻ , 155 ^o С		Термодеструкция ФИБАН А-6/Сl ⁻ 160 ^o С			
ОЕ, мг-экв/г			ОЕ, мг-экв/г		ОЕ, мг-экв/г			
А-5/ Сl ⁻	А-6/ Сl ⁻		в токе азота	в токе воды	в токе азота		в токе воды	
			1/7 час.	1/7 час.	1/7 час.		1/7 час.	
-N=	-N=	-N ⁺ ≡	-N=	-N=	-N=	-N ⁺ ≡	-N=	-N ⁺ ≡
3,89	1,12	1,98	3,63/3,60	2,83/2,44	1,33/1,54	1,34/1,03	1,82/1,82	0,29/0,26

Как и в случае ионита ФИБАН А-5/Сl⁻ при термообработке в токе азота протекает гидролиз по нитрильной группе с образованием карбоксильных групп СООН. Наблюдается также увеличение интенсивности ПП 1385 и появление ПП 971 см⁻¹, связанных с проявлением диссоциированных карбоксильных групп СОО⁻. Эти группы могут появляться в волокне за счет образования внутренней связи между амино- и карбоксильными группами, что характерно для полиамфолитных ионитов. Заметны изменения в спектре и в области проявления эпоксигрупп, связанные со снижением интенсивности соответствующих ПП. При обработке ФИБАН А-6/Сl⁻ в токе воды в начальный момент повышается интенсивность ПП при (1060-1030) см⁻¹ и понижается интенсивность ПП 985 и 918 см⁻¹. С увеличением времени обработки в спектре появляются дополнительные пики 1488, 1004 и 740 см⁻¹ (рис. 2, спектр 3). Появление последних, вероятно, связано с разрывом эпоксикольца и образованием связей СН-ОН и С-Сl. Приведенные изменения в спектре можно объяснить протеканием процессов деструкции, связанных как с удалением эпоксигрупп, так и частичным их превращением. Анализируя ИК спектры и данные по ОЕ, приведенные в таблице, с достаточной долей вероятности можно утверждать, что при обработке ионита ФИБАН А-6/Сl⁻ в потоке воды в начальный момент идет увеличение содержания третичных аминогрупп за счет деградации четвертичных и превращения эпоксигрупп. С увеличением времени термообработки имеет место удаление как одних, так и других аминогрупп. Приведенные в работе данные следует учитывать при использовании ФИБАН А-5 и ФИБАН А-6 в технологических процессах при повышенных температурах.

1. Акулич З.И., Соколова В.И., Медяк Г.В., Шункевич А.А., Солдатов С.В. Материалы 2-ой Белорусской научно-практической конференции «Научно-технические проблемы развития производства химических волокон в Беларуси». 2002. Могилев. - С.260-271.

**ОПТИКО-КОРРЕЛЯЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ МЕХАНИКИ:
ПРИНЦИПЫ, ИНСТРУМЕНТАРИЙ, МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ, ОПЫТ
ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ**

Одинцев И. Н.¹, Плугатарь Т.П.¹, Тиан Ш.²

⁽¹⁾*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия*

⁽²⁾*Сианьский университет Цзяо Тун, Сиань, Китай.*

E-mail: ino54@mail.ru

Успешное решение задач обеспечения прочности и надежности объектов современного машиностроения с необходимостью предполагает активное применение методологии экспериментального анализа. Среди богатого арсенала современных средств экспериментальной механики особое место занимают так называемые оптико-корреляционные методы – электронная цифровая (корреляционная) спекл-интерферометрия (ЭЦСИ) и корреляция цифровых изображений (КЦИ) [1]. Помимо высокой точности и бесконтактного характера измерений, определяющее достоинство данных методов состоит в возможности получения полномасштабной, континуальной информации о полных полях пространственных перемещений на всей визуально доступной поверхности исследуемых объектов. Это обстоятельство существенно повышает уровень достоверности (адекватности) получаемых результатов. Расширенная математическая обработка первичных данных эксперимента позволяет определять деформации и напряжения в интересующей зоне конструкции, а также – при соответствующей постановке обратной задачи – механические свойства материалов, параметры механики разрушения, реальные действующие нагрузки и др. Специалистами ИМАШ РАН (в сотрудничестве с представителями ряда других организаций) осуществляются как целенаправленные разработки новых подходов и методик, базирующихся на применении оптико-корреляционных методов, так и их практическое применение в научных и инженерных исследованиях.

Эффективность полевых методов измерений применительно к задачам экспериментальной механики материалов демонстрируется на примере определения упругих свойств анизотропных листовых композитов. Предложена и апробирована оригинальная методика, основанная на испытаниях круглого диска (пластины), деформируемого в условиях изгиба в трансформируемых схемах нагружения [2]. Такой подход позволяет на одном образце определить весь комплекс деформационных констант материала. Тот же образец при его вибрационном нагружении с регистрацией собственных частот и форм колебаний (методом ЭЦСИ с усреднением по времени) может служить для установления динамических характеристик упругости, рис.1.

Самостоятельное направление в развитии средств измерений на основе ЭЦСИ применительно к исследованию механических свойств материалов состоит в создании мобильных интерферометров для регистрации полей перемещений в образцах при их испытаниях (квазистатических, циклических) на стандартных испытательных машинах [3]. В этом случае компактный оптический прибор закрепляется на неподвижном захвате машины, что позволяет проводить необходимые измерения непосредственно в процессе выполняемых экспериментов, рис.2.

Одним из чрезвычайно востребованных приложений ЭЦСИ в настоящее время является ее использование в качестве максимально информативного датчика деформационного отклика при исследованиях остаточных напряжений (ОН) путем высверловки малоразмерных отверстий-индикаторов [4], рис.3. При этом специально разработанная серия малогабаритных автономных приборов-интерферометров

обеспечивает выполнение измерений ОН в промышленных объектах в полевых (производственных) условиях.

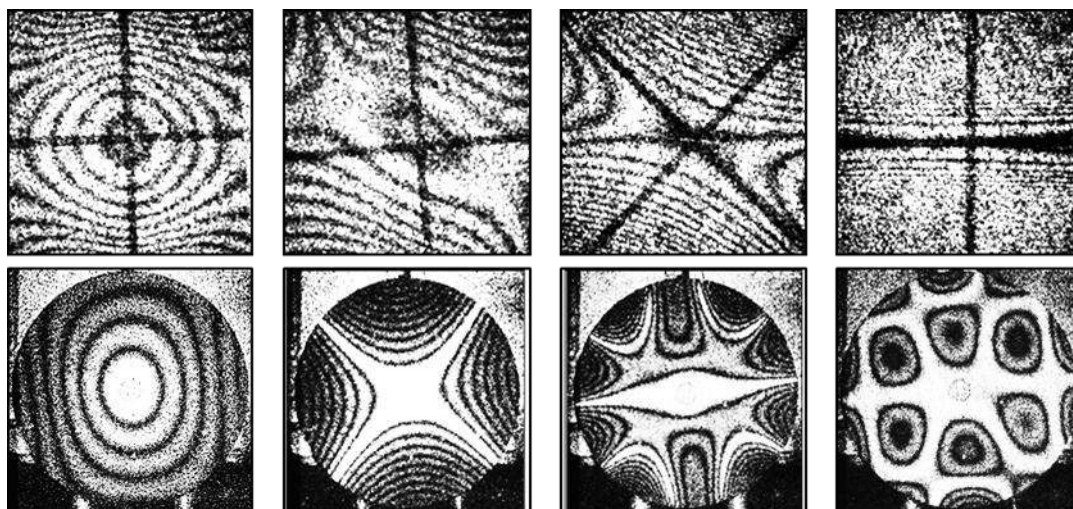


Рисунок 1 - Спекл-интерферограммы квазистатического (верхний ряд) и вибрационного (нижний ряд) изгибного деформирования образца-диска из слоистого углепластика

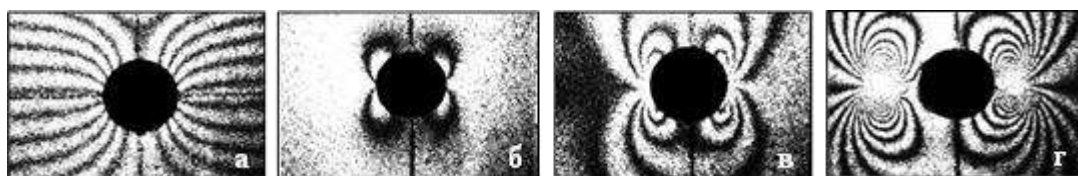


Рисунок 2 - Спекл-интерферограммы полей осевых перемещений в окрестности кругового концентратора напряжений в образце-полосе при растяжении: а – упругое деформирование; б, в – этапы остаточного деформирования целостного образца; г – остаточное деформирование после образования усталостных трещин в ходе циклического нагружения

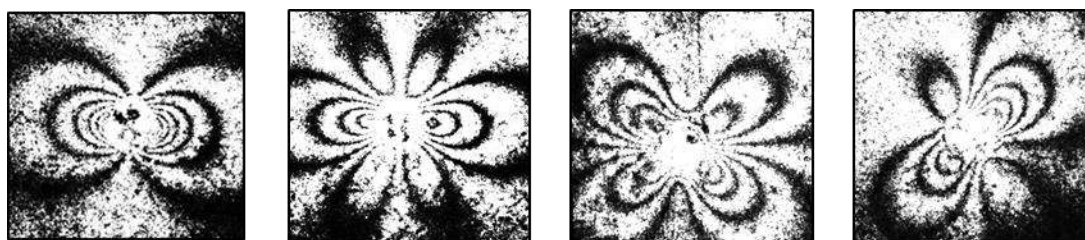


Рисунок 3 - Типичные спекл-интерферограммы, регистрируемые в окрестности малого отверстия-индикатора для определения остаточных напряжений

Применение оптико-корреляционных методов – как ЭЦСИ, так и КЦИ – оказывается весьма эффективным для выполнения фундаментальных и прикладных исследований в области механики трещин, рис. 4. В частности, разработанный аппарат механо-математической интерпретации регистрируемых полей перемещений в окрестности вершины трещины позволяет оценивать характеристики локального поля напряжений, фигурирующие в известной двухпараметрической модели – интенсивность напряжений K_I и T -напряжения [5].

Самостоятельной сферой применения рассматриваемых средств измерений является дефектоскопия элементов конструкций. Положение скрытых (подповерхностных) дефектов выявляется по наблюдаемым аномалиям в деформационных откликах, обусловленных приложением к объекту тех или иных малых тестирующих воздействий. Обработка получаемой информации с

привлечением методов численного (конечно-элементного) моделирования позволяет устанавливать геометрические параметры дефектов [5], рис.5.

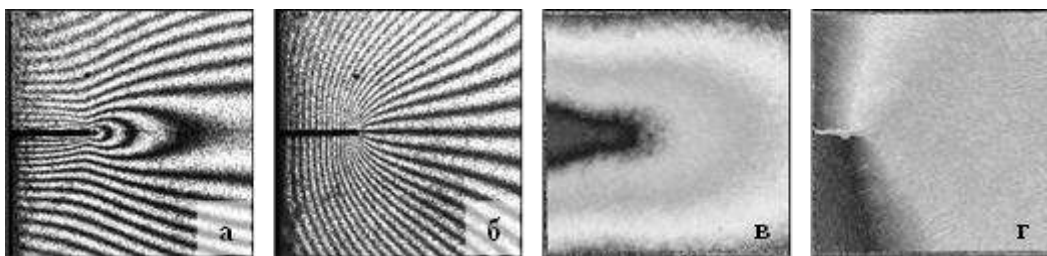


Рисунок 4 - Поля тангенциальных продольных (а, в) и поперечных (б, г) перемещений у вершины краевой трещины (узкого разреза), полученные методами ЭЦСИ (а, б) и КЦИ (в, г)

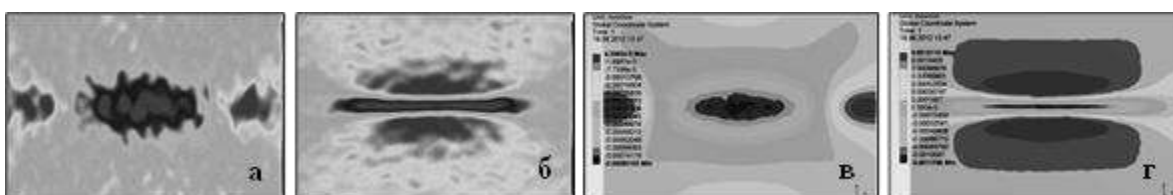


Рисунок 5 - Сопоставление полей тангенциальных компонент тензора деформаций на участке поверхности объекта в зоне скрытого трещиноподобного дефекта: полученных экспериментально методом КЦИ (а, б) и с помощью конечно-элементного моделирования (в, г)

Список литературы

1. Луценко А.Н., Одинцев И.Н., Гриневич А.В., Северов П.Б., Плугатарь Т.П. Исследование процесса деформации материала оптико-корреляционными методами. // *Авиационные материалы и технологии*. -2014.- № S4. -С.70-86.
2. Одинцев И.Н., Чернов А.В. Метод испытания анизотропных материалов с использованием образца-диска. // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. -2011. -Т.77, № 2. -С.44-51.
3. Гриневич А.В., Одинцев И.Н., Северов П.Б. Применение цифровой спекл-интерферометрии при испытаниях материалов на усталость. / Тезисы докладов Международной научно-технической конференции «Усталость и термоусталость материалов и элементов конструкций», Киев (Украина), 2013. -С.84-85.
4. Махутов Н.А., Гаденин М.М., Одинцев И.Н., Разумовский И.А. Развитие методов расчетного и экспериментального определения локальных остаточных напряжений при сложных спектрах нагружения. // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. -2015. -№ 6. -С.53-62.
5. Апальков А.А., Одинцев И.Н., Усов С.М. Экспериментально-расчетный анализ трещиноподобных дефектов. / Сборник докладов XI Всероссийского съезда по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики. Казань (РФ), 2015. -С.195-197.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 18-08-00572 и № 18-58-53020.

МЕХАНИЗМЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Соковиков М.А., Чудинов В.В., Наймарк О.Б.
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь,
Россия, sokovikov@icmm.ru

Локализация пластической деформации в металлах при динамическом деформировании может быть следствием влияния различных факторов: температуры, скорости и величины деформации, эволюции структуры материала. На сегодняшний день существует две наиболее распространённые точки зрения о механизмах локализации деформации: термопластическая неустойчивость и механизмы, связанные с эволюцией структуры. Целью данной работы является теоретическое обоснование и экспериментальное подтверждение решающей роли структурных переходов в ансамбле дефектов мезоуровня (микросдвигов и микротрещин) как одного из механизмов локализации пластической деформации.

В качестве исследуемого материала был выбран сплав Д16 и АМгб. Термодинамика процесса деформирования с целью идентификации характерных стадий локализации деформации исследовалась «in-situ» регистрацией температурных полей с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Основные технические характеристики камеры: чувствительность не менее 25 мК при 300°К, спектральный диапазон 3-5 мкм, максимальный размер кадра 320x240 точек.

Для исследования поведение материалов в режиме близком к чистому сдвигу при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона – Кольского были разработаны образцы специальной формы и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированного состояния [1]. Полученные распределения температурных полей на боковой поверхности образца в различные моменты времени позволили судить о развитии процесса локализации пластической деформации.

В процессе деформирования на стержне Гопкинсона -Кольского с помощью инфракрасной камеры в режиме реального времени установлено, что значения температур в областях локализации пластической деформации не превышают ~48°С для сплава Д16, рис. 1, 2.

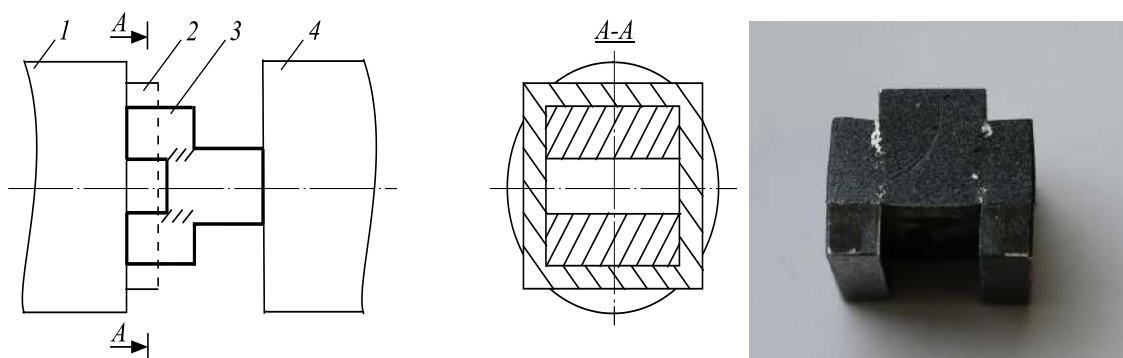


Рисунок 1- а) Схема нагружения образца на стержне Гопкинсона –Кольского: 1- входной стержень, 2- рамка, 3 – образец, заштрихованные области находятся в состоянии близком к чистому сдвигу, 4 – выходной стержень. б) Образец специальной формы после после испытания, сплав Д16.

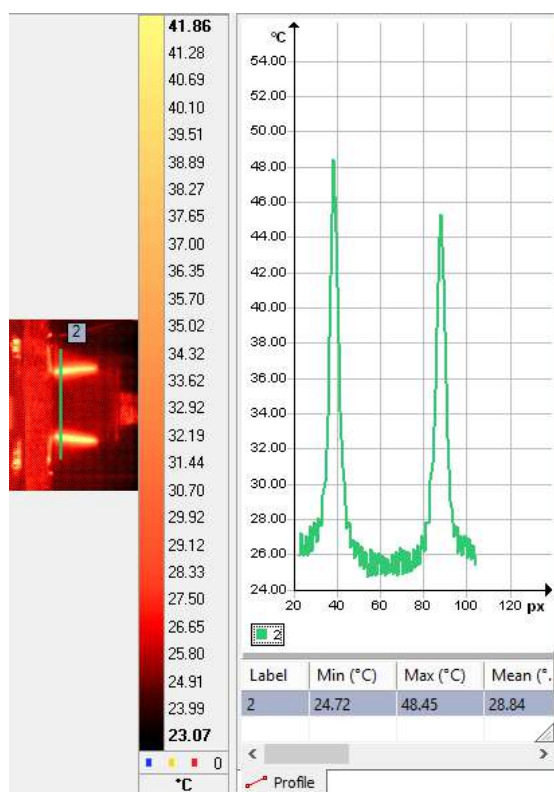


Рисунок 2- Изображение образца в инфракрасных лучах в процессе испытания образца из сплава Д16 и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени. Максимальная температура по периметру отверстия 48° С

На оригинальной баллистической установке по исследованию пробивания были нагружены образцы из сплава алюминия АМг6. При высокоскоростном взаимодействии ударника с мишенью реализуется разрушение в виде формирования и выноса пробки. Для исследования распределения пластических деформаций на тыльной поверхности мишени в процессе формирования и выноса пробки использовалась инфракрасная камера CEDIP Silver 450M [2]. Схема и результаты испытаний при налетании ударника на преграду из АМг6 со скоростью 417м/с представлены на рис.3.

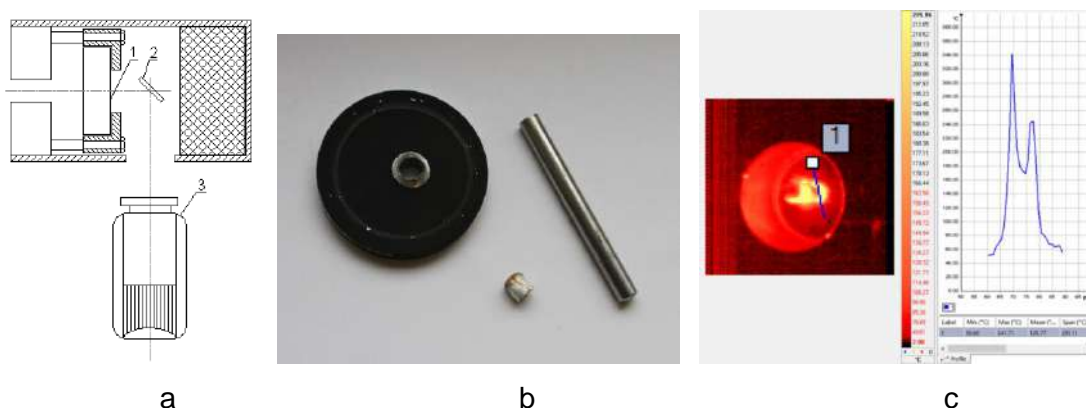


Рисунок 3 - Схема эксперимента, 1 – образец, 2 – зеркало, 3 – инфракрасная камера (а); пробитая мишень, выбитая пробка и деформированный ударник (б); инфракрасные образ отверстия после пробивания и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени (с)

Данные экспериментальных исследований, изучение структуры деформированных образцов [3-5], а также данные численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления микродефектов в материале [6-10] позволяют предполагать, что один из механизмов локализации

пластической деформации при высокоскоростном нагружении обусловлен структурно-кинетическими переходами в ансамблях микродефектов.

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ 17-08-00905_а, 17-41-590149_р_а, 16-48-590534_р_а, 18-08-01186_а.

Литература

1. Образец для испытания на сдвиг (варианты) и способ испытаний его: пат. 2482463 Российская Федерация / Наймарк О.Б., Баяндин Ю.В., Соковиков М.А., Плехов О.А., Уваров С.В., Банников М.В., Чудинов В.В. – № 2011114711/28; заявл. 14.04.2011; опубл. 20.05.2013, Бюл. № 14.
2. Соковиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Неравновесные переходы в ансамблях дефектов при динамической локализации пластической деформации // Письма в Журнал технической физики. – 2014. - Том.40, Выпуск 23. - с.82 -88.
3. Froustey C., Naimark O., Bannikov M., Oborin V., Microstructure scaling properties and fatigue resistance of pre-strained aluminium alloys (part 1: Al-Cu alloy). *European Journal of Mechanics A/Solids*, 2010, no. 29, pp. 1008-1014.
4. Oborin V.A., Bannikov M.V., Naimark O.B., Palin-Luc T. Masshtabnaja invariantnost' rosta ustalostnoj treshhiny pri gigaciklovom rezhime nagruzhenija [Scaling fatigue crack growth at gigacycle loading regime] *Pis'ma v zhurnal tehnichekoj fiziki – Technical Physics Letters*, 2010, Vol. 36, no. 22, pp. 76-82.
5. Sokovikov M.A., Bilalov D.A., Oborin V.A., Chudinov V.V., Uvarov S.V., Bayandin Yu.V., Naimark O.B. Structural mechanisms of formation of adiabatic shear bands // *Fracture and structural integrity*. – 2016. – No 38. – P. 280-287.
6. Naimark O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture // *Proc. IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture*. Cambridge, United Kingdom, September 3-7, 1995. – P. 285-298.
7. Наймарк О. Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // *Физическая мезомеханика*. – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 45-72.
8. Соковиков М.А., Баяндин Ю.В., Ляпунова Е.А., Плехов О.А., Чудинов В.В., Наймарк О.Б. Локализация пластического сдвига и механизмы разрушения при динамическом нагружении металлов // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2013. – Т. 6, № 4. – С. 467-474.
9. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Исследование локализации пластического сдвига в алюминиевых сплавах при динамическом нагружении // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2015. – Т. 8, №3. – С. 319-328.
10. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Численное моделирование и экспериментальное исследование локализации пластической деформации при динамическом нагружении образцов в условиях близких к чистому сдвигу // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2017. – Т. 10, № 1. – С. 103-112.

КЛАСТЕРНЫЙ АНАЛИЗ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ 42CRMO4 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МНОГОЦИКЛОВЫХ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Селезнев М.Н., Вонг К.Ю.

*Технический университет Фрайбергская горная академия, 09599 Фрайберг,
Германия,*

E-mail: Mikhail.Seleznev@iwt.tu-freiberg.de

Неметаллические включения (НМВ) в сталях и других сплавах являются концентраторами напряжения, инициирующими зарождение трещин, что приводит к существенному снижению механических и эксплуатационных свойств. Современные методы производства стали демонстрируют значительное сокращение количества НМВ. Однако, снижение общего объема НМВ вследствие рафинирования стали (раскисление, фильтрация [1]) может приводить к увеличению максимального размера включений [2] или образованию кластеров [3]. Эти эффекты снижают усталостную прочность стали, которая чувствительна не только к размеру единичных НМВ, но и к скоплениям (кластерам) мелких включений, пренебрежимо малых поодиночке.

Наиболее очевидный и существенный параметр кластеризации включений – расстояние между ними. В 1982 г. Мураками численно определил правило, согласно которому взаимодействием двух пустот (пор, включений) можно пренебречь, если расстояние между ними больше размера меньшей пустоты [4]. Применение многоцикловых ($>10^5$) усталостных испытаний позволяет экспериментально проверить данное правило, т.к. инициация трещины сопровождается формированием мелкозернистой области (МЗО) [5]. НМВ, находящиеся внутри МЗО, могут считаться принадлежащими к кластеру, т.е. к группе включений, инициировавших трещину. Измеренное таким образом критическое расстояние кластеризации может быть использовано для программных алгоритмов кластеризации при оптическом контроле на базе статистических функций.

Цель исследования – разработать физически-обоснованный статистический метод кластерного анализа НМВ в сплавах, который может быть полезен при оценке усталостной прочности сталей.

Сталь марки 42CrMo4 из нескольких промышленных отливок [6] была выбрана в качестве исследуемого материала вследствие большого объема данных по усталостным испытаниям и оптическому контролю. Образцы подвергались термообработке (закалка + низкий отпуск) и различным методам улучшения поверхности (полировка, дробеструйная обработка, азотирование) препятствующим поверхностному трещинообразованию [7]. Усталостные испытания проводились ультразвуковым резонансным методом (20 кГц) на симметричное растяжение-сжатие ($R = -1$). Поверхности разрушения образцов с внутренней трещиной (всего 40) анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа с использованием энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДРС).

Шлифы исследуемой стали (всего 91 шлиф площадью 10×10 мм² каждый) сканировались автоматизированной оптической системой с регистрацией размера, площади и координат каждого НМВ величиной более 1 мкм. Оба типа данных использовались для оценки критического расстояния кластеризации. Найденное значение использовалось для алгоритма кластеризации и сравнивалось с кластеризацией по правилу Мураками.

Все исследованные изломы обнаружили зону стабильного радиального роста усталостной трещины (т.н. рыбий глаз, рисунок 1а), инициированной внутри образца

НМВ (Al_2O_3 или MnS согласно ЭДРС), окруженных МЗО (рисунок 1б). Включения внутри МЗО рассматривались как входящие в кластер, инициирующий трещину. Расстояние между ближайшими частицами внутри кластера учитывалось как расстояние кластеризации. Частицы, близкие к центру, но вне МЗО рассматривались как не входящие в кластер и их расстояние до ближайшей кластерной частицы учитывалось как расстояние отсечения. Измерения показали, что значения расстояний кластеризации в основном меньше 10 мкм, тогда как значения расстояния отсечения показывают противоположное распределение более 10 мкм (рисунок 1в). Таким образом, независимо от химического состава включения (оксид алюминия или сульфид) величина критического расстояния кластеризации составляет около 10 мкм. При этом, кластеризация наблюдаемых НМВ подчиняется правилу Мураками.

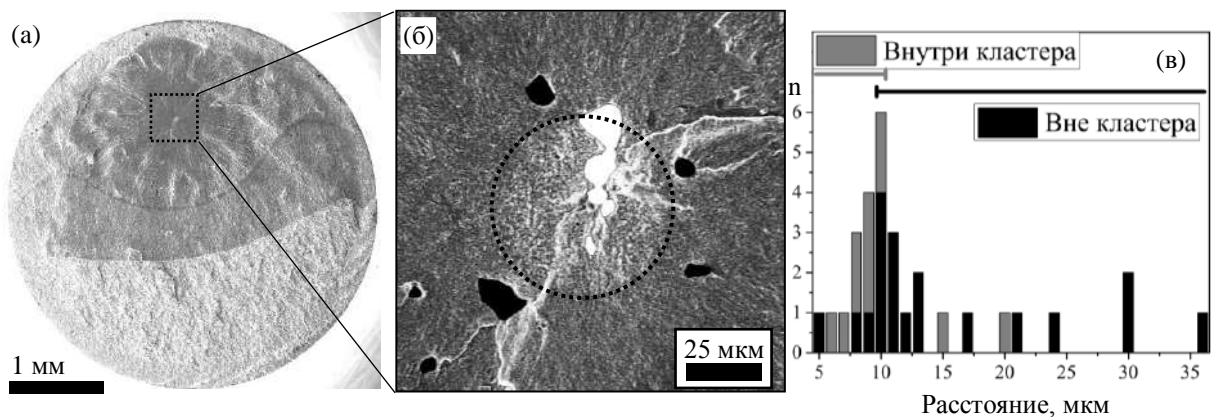


Рисунок 1 – Пример оценки критического расстояния кластеризации на изломе образца после испытания на усталость (а), с мелкозернистой областью в центре «рыбьего глаза» (б). МЗО разделяет включения на входящие (белый) и не входящие (черный) в кластер. Гистограмма обобщает результаты измерений всех исследуемых образцов (в)

Агломерационная иерархическая кластеризация – это процесс непрерывной кластеризации (слияния в один кластер) объектов (например, включений), которые ближе друг к другу, чем заданное расстояние «кластеризации» (максимальное попарное расстояние внутри кластера). Это расстояние непрерывно возрастает с нуля (в этот момент каждое включение является одиночным «кластером») до максимума (когда все включения сливаются в один кластер). В случае полностью случайного распределения (точечный процесс Пуассона) кривая зависимости будет колоколообразной (рисунок 2а, пунктирная линия), однако для исследуемых шлифов кривая обладает перегибом в районе 10 мкм (рисунок 2а, сплошная линия). Точка перегиба служит разделом между двумя типами расстояний: внутри-кластерных и межкластерных. Вычисление расстояний для всех исследуемых шлифов дает распределение с пиком около 10 мкм (рисунок 2б), что отлично согласуется с фрактографической оценкой.

Таким образом, агломерационная иерархическая кластеризация является эффективным методом экспресс-оценки критического расстояния кластеризации распределения включений. Сравнение кластеризации по критическому расстоянию с кластеризацией по правилу Мураками показало, что последнее менее чувствительно при анализе сложных распределений с более чем двумя близко взаимодействующими частицами.

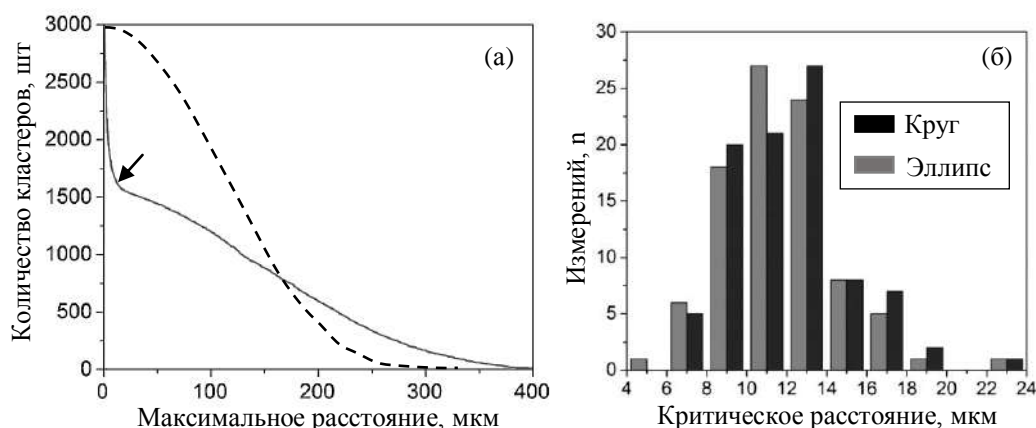


Рисунок 2 – Зависимость количества кластеров от максимального попарного расстояния (шкала слева) для «бескластерного» распределения Пуассона (пунктирная линия) и для исследуемого шлифа (сплошная линия), обнаруживающая перегиб (отмечен стрелкой). Гистограмма на вставке обобщает результаты измерений всех исследуемых шлифов при круговой и эллиптической аппроксимации НМВ

Выводы:

1. Критическое расстояние кластеризации НМВ в стали 42CrMo4 определено:
 - 1.1 как точка перегиба кривой на графике «количество кластеров от расстояния кластеризации» (метод агломерационной иерархической кластеризации) по картам распределения НМВ на шлифах;
 - 1.2 как расстояние между НМВ внутри и снаружи МЗО на изломах образцов после испытаний на усталость.
2. Оба независимых подхода дали аналогичное распределение с пиком около 10 мкм. Таким образом, метод агломерационной иерархической кластеризации применительно к НМВ экспериментально подтвержден и рекомендован к использованию при оптическом контроле шлифов.
3. Правило Мураками по определению дистанции кластеризации эмпирически подтверждено результатами фрактографии, однако, для оптического анализа шлифов менее чувствительно, чем кластеризация по критическому расстоянию.

Список литературы

1. Storti E. et al. Calcium Aluminate Reactive Coatings on Carbon-Bonded Alumina Filters for Clean Steel Approaches // *Steel Res. Int.* 2017. Vol. 87, № 9999. P. 1700247.
2. Henschel S. et al. Effect of Crucible Material for Ingot Casting on Detrimental Non-Metallic Inclusions and the Resulting Mechanical Properties of 18CrNiMo7-6 Steel // *Adv. Eng. Mater.* 2017. P. 1–12.
3. Yin H.B. et al. “In-situ” Observation of Collision, Agglomeration and Cluster Formation of Alumina Inclusion Particles on Steel Melts // *ISIJ Int.* 1997. Vol. 37, № 10. P. 936–945.
4. Murakami Y., Nemat-Nasser S. Interacting dissimilar semi-elliptical surface flaws under tension and bending // *Eng. Fract. Mech.* 1982. Vol. 16, № 3. P. 373–386.
5. Sakai T. Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use // *J. Solid Mech. Mater. Eng.* 2009. Vol. 3, № 3. P. 425–439.
6. Krewerth D. et al. Influence of non-metallic inclusions on fatigue life in the very high cycle fatigue regime // *Int. J. Fatigue.* Elsevier Ltd, 2016. Vol. 84. P. 40–52.
7. Weidner A., Lippmann T., Biermann H. Crack initiation in the very high cycle fatigue regime of nitrided 42CrMo4 steel // *J. Mater. Res.* 2017. P. 1–12.

ТЕРМОСТАБИЛИЗАЦИЯ НАНОРАЗМЕРНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫМИ СЕГРЕГАЦИЯМИ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

Жадько М.А., Луценко Е.В., Зубков А.И., Соболев О.В., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И.
Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», Харьков, Украина, maglushchenko@gmail

Основными факторами, способствующими повышению термической стабильности металлов с наноразмерной зеренной структурой, являются частицы второй фазы и зернограничные сегрегации веществ, обладающих определенными эксклюзивными свойствами по отношению к матричному металлу [1, 2]. Эти структурные элементы могут формироваться в определенной последовательности как при получении металла, так и в процессе последующей термообработки [3]. В объеме матричного металла, содержащего даже малое количество второго компонента, могут находиться только частицы второй фазы или зернограничные сегрегации или те и другие одновременно. Поэтому роль каждого из этих параметров в рекристаллизационных процессах в наноразмерных структурах практически не изучена и является дискуссионной [4-6].

Ранее проведенные исследования влияния температуры отжига на наноразмерную структуру и свойства конденсатов бинарных систем Cu-Mo, Cu-Ta, Cu-Co, Al-Fe, Fe-W [7-11] показали, что эти объекты обладают способностью сохранять исходное состояние при нагреве до $0,7 - 0,9 T_{пл}$ матричного металла. В этой связи целью данной работы явилось дальнейшее исследование влияния температуры отжига и установление доминирующих факторов, влияющих на способность сохранять исходное структурное состояние конденсатов Cu-Mo, Cu-Ta, Cu-Co и Al-Fe.

Объектами исследований являлись фольги указанных бинарных систем на основе меди и алюминия толщиной до 50 мкм, полученные раздельным испарением составляющих компонентов и последующей конденсацией смесей их паров на неориентирующих подложках в вакууме $\sim 10^{-3}$ Па. Структуру объектов изучали рентгеновской дифрактометрией и просвечивающей электронной микроскопией. Элементный состав определяли рентгеноспектральным методом. Концентрацию легирующих элементов варьировали в диапазоне 0,1-5 ат. %.

В исходном конденсированном состоянии структура объектов зависит от концентрации легирующих элементов (рис. 1). При содержании тантала или молибдена до $\sim 0,4$ ат.%, кобальта и железа примерно до 1,5 ат.% структура конденсатов является однофазной, атомы легирующих элементов сконцентрированы в границах зерен матричных металлов в виде адсорбционных слоев. При большей концентрации легирующих элементов, в структуре происходит формирование пересыщенных твердых растворов и частиц второй фазы сначала на границах зерен, а затем и в объеме матричных металлов.

Отжигали конденсаты как в однофазном, так и двухфазном состояниях с концентрациями, соответствующими ниспадающим и пологим участкам зависимостей $L - f(C)$ (рис. 1).

Установлено, что конденсаты Cu-Ta и Cu-Mo, в которых легирующие элементы находились в матричном металле – меди в зернограничных сегрегациях в виде ненасыщенных адсорбционных слоев [3], демонстрируют более высокую термическую стабильность по сравнению с промышленными сплавами на основе меди (рис. 2, кривые 1, 2). В образцах с повышенным содержанием Ta, Mo, Co, Fe, (рис. 2, кривые 3-6) дополнительное стабилизирующее действие оказывают частицы второй фазы, образующиеся как при конденсации так и при отжиге в результате распада пересыщенных растворов легирующих элементов в кристаллических решетках меди и алюминия.

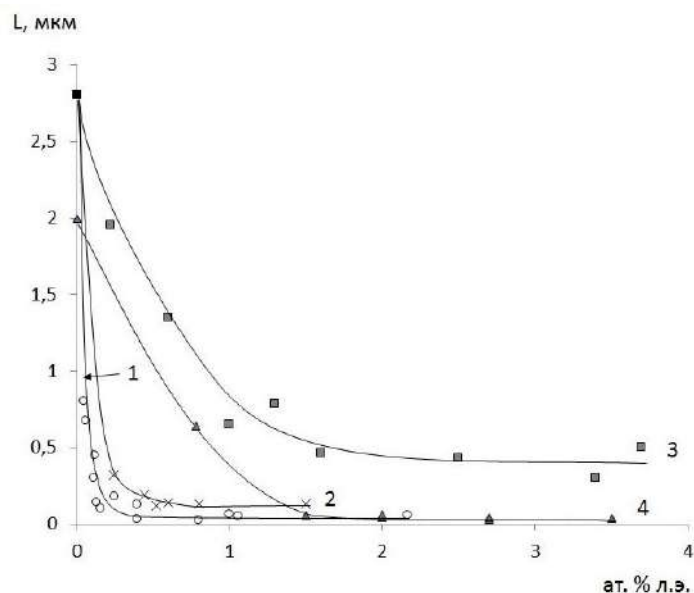


Рисунок 1- Концентрационные зависимости среднего условного размера зерна вакуумных конденсатов: 1 – Cu-Ta, 2– Cu-Mo, 3 – Cu-Co, 4 – Al-Fe.

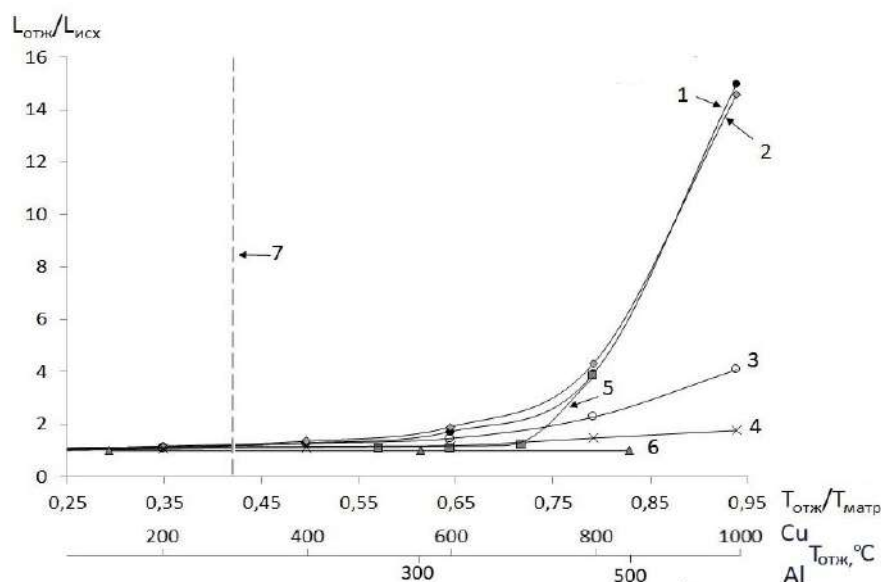


Рисунок 2- Влияние температуры отжига на размер зерна вакуумных конденсатов:

$L_{отж}$, $L_{исх}$ – размеры зерен после и до отжига, соответственно,

1 – Cu-0,25 ат.% Ta; 2 – Cu-0,45 ат.% Mo; 3 – Cu-0,4 ат.% Ta;

4 – Cu-1 ат.% Mo; 5 – Cu-3 ат.% Co; 6 - Al-3 ат.% Fe; 7 – температура начала

рекристаллизации металлургических сплавов на основе меди и алюминия

Как следует из представленных экспериментальных результатов, температуры начала роста зерна матричных металлов зависят от содержания, физико-химических свойств легирующих элементов, состояния адсорбционных слоев и могут превышать 0,8 температуры плавления матричного металла (рис. 2, кривые 3, 4, 6). Показано, что максимальное стабилизирующее действие на зеренную структуру меди и алюминия оказывают Ta, Mo и Fe, соответственно, которые формируют зернограничные сегрегации в виде моноатомных адсорбционных слоев [3, 7]. Кобальт, который находится в границах зерен медной матрицы в ином состоянии [8] оказывает меньшее стабилизирующее влияние на исходную зеренную структуру (рис. 2, кривая 5).

Следует отметить, что частицы тантала и молибдена могут иметь ГЦК кристаллическую решетку, которая не свойственна этим металлам. Показано, что этот эффект связан с определенным кристаллографическим соответствием ГЦК решетки меди и высокодисперсных частиц тантала или молибдена, формирующихся при распаде пересыщенного раствора [3].

Таким образом, в данной работе показано, что стабилизацию наноразмерной исходной структуры матричных металлов можно осуществлять не только за счет Зинеровского торможения границ зерен частицами второй фазы, но и моноатомными зернограницными сегрегациями более тугоплавких металлов.

Список литературы:

1. Андриевский Р.А. Термическая стабильность наноматериалов // Успехи химии. 2002. 71. С. 967-984.
2. Sean M.P. Adsorption-induced interface decohesion // *Acta Metall. Mater.* 1980. 28. No 7. P. 955-962.
3. Zubkov A.I. Zubarev E.N., Sobol O.V., Hlushchenko M.A., Lutsenko E.V. Structure of vacuum Cu-Ta condensates // *Physics of Metals and Metallography.* 2017. Vol. 118. No. 2. P. 158-163.
4. Özerinç S., Tai K., Vo N.Q., Bellon P., Averbach R.S., King W.P. Grain boundary doping strengthens nanocrystalline copper alloys // *Scripta Materialia.* 2012. Vol. 67. P. 720–723.
5. Rajagopalan M., Darling K., Turnage S., Koju R.K., Hornbuckle B., Mishin Y., Solanki K.N. Microstructural evolution in a nanocrystalline Cu-Ta alloy: A combined in-situ TEM and atomistic study // *Materials and Design.* 2017. 113. P. 178–185.
6. Зубков А.И. Термическая стабильность нанокомпозитов, кристаллизуемых в вакууме // Вестник ТГУ. 2010. Т. 15. Вып. 3. С. 846 – 848.
7. Луценко Е.В., Соболев, О.В., Зубков А.И. О модифицирующем влиянии железа на вакуумные конденсаты алюминия // Журнал нано- и электронной физики. 2015.Т. 7. № 3. С. 03042(4pp).
8. Глущенко М.А., Луценко Е.В., Соболев О.В., Бармин А.Е., Зубков А.И. Влияние легирования конденсатов меди переходными металлами Co, Mo, Ta на структуру и зависимость Холла-Петча // Журнал нано- и электронной физики. 2016. Т. 8. №3. С. 03015 (4cc).
9. Глущенко М.А., Луценко Е.В., Соболев О.В., Зубков А.И. Термическая стабильность структуры и свойств вакуумных псевдосплавов на основе меди и алюминия // Вестник Тамбовского университета. Сер: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21, Вып. 3. С. 933-935.
10. Glushchenko M.A. Sobol' O.V., Zubkov A.I. On the increase in the recrystallization temperature of nanostructured vacuum copper based condensates // *Proceedings of the International Conference on Nanomaterials: Application & Properties (NAP-2017).* 2017. P. 01FNC11 (4 pp).
11. Glushchenko M.A., Sobol' O.V., Zozulya E.V., Zubkov A. I. Structure and properties of Cu-Co vacuum condensates // *Proceedings of the International Conference on Nanomaterials: Application & Properties (NAP-2016).* 2016. P. 01FNC02 (3 pp).

ОЦЕНКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УП НА ОСНОВЕ ТРИАКСИАЛЬНОЙ ПЛЕТЁНОЙ ПРЕФОРМЫ. ВЫБОР АРТИКУЛА УГЛЕРОДНЫХ НИТЕЙ

Ильичев А.В.¹, Зорин Е.Е.¹, Донецкий К.И.², Караваев Р.Ю.²

1 – Московский политехнический университет (МПУ), Россия, г. Москва,

2 – ФГУП ВИАМ, Россия, г. Москва

Одним из новых, но уже нашедших своё применение в изготовлении изделий из ПКМ, является способ формования пластиков с использованием плетёных преформ. Способ изготовления таких преформ позволяет вплетать закладные элементы и оплетать отверстия, оплетать оправки сложной геометрии, применять при изготовлении изделий современные экономически эффективные технологии RTM, VARTM. Высокая скорость и экономичность процесса плетения позволяют применять его при изготовлении изделий из ПКМ в различных отраслях промышленности.

Армирующие наполнители могут иметь различное соотношение филамент (волокон) в нити, их количество обозначается в артикуле на материал с приставкой *K*, 1000 филамент соответствует обозначению *1 K*. Разница количества филамент в нити напрямую влияет на способность армирующего материала к драпировке при выкладке, набору толщины изделия, жёсткости материала и др. важным факторам, которые сказываются на свойствах готового пластика.

Плетеные преформ не требуют специальной драпировки формы после производства. Для изделий сложной формы углеродный наполнитель наплетается уже на конечный профиль. В некоторых случаях излишняя подвижность нитей армирующего материала может даже спровоцировать дефекты (в виде неармированных пустот, пор), что, в свою очередь, скажется на упруго-прочностных характеристиках изделия. Поэтому при выборе типа армирующего материала необходимо учитывать различные факторы, в том числе и количество волокон в нити. В данной работе в качестве армирующих наполнителей использовались плетёные триаксиальные углеродные преформы из волокна одной марки с артикулами *12 K* (12000 филамент в нити) и *50 K* (50000 филамент в нити). В ходе проведения сравнительных механических испытаний необходимо установить оптимальный артикул армирующего наполнителя, который будет максимально удовлетворять заданным требованиям к материалу. Из выбранного артикула углеродной нити в последующем будет изготавливаться преформа, а из нее затем будут изготавливаться изделия пустотелой цилиндрической формы. Результаты сравнительных испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Сводная таблица средних значений механических испытаний ПКМ с артикулами *12 K* и *50 K* (триаксиальный тип плетения)

Физико-механические характеристики	Среднее значение показателей	
	<i>12 K</i>	<i>50 K</i>
Прочность при растяжении	637 МПа	675 МПа
Прочность при сжатии	290 МПа	354 МПа
Прочность при изгибе	807 МПа	664 МПа
Прочность при сдвиге	47 МПа	63 МПа
Сжатие после удара	219 МПа	171 МПа

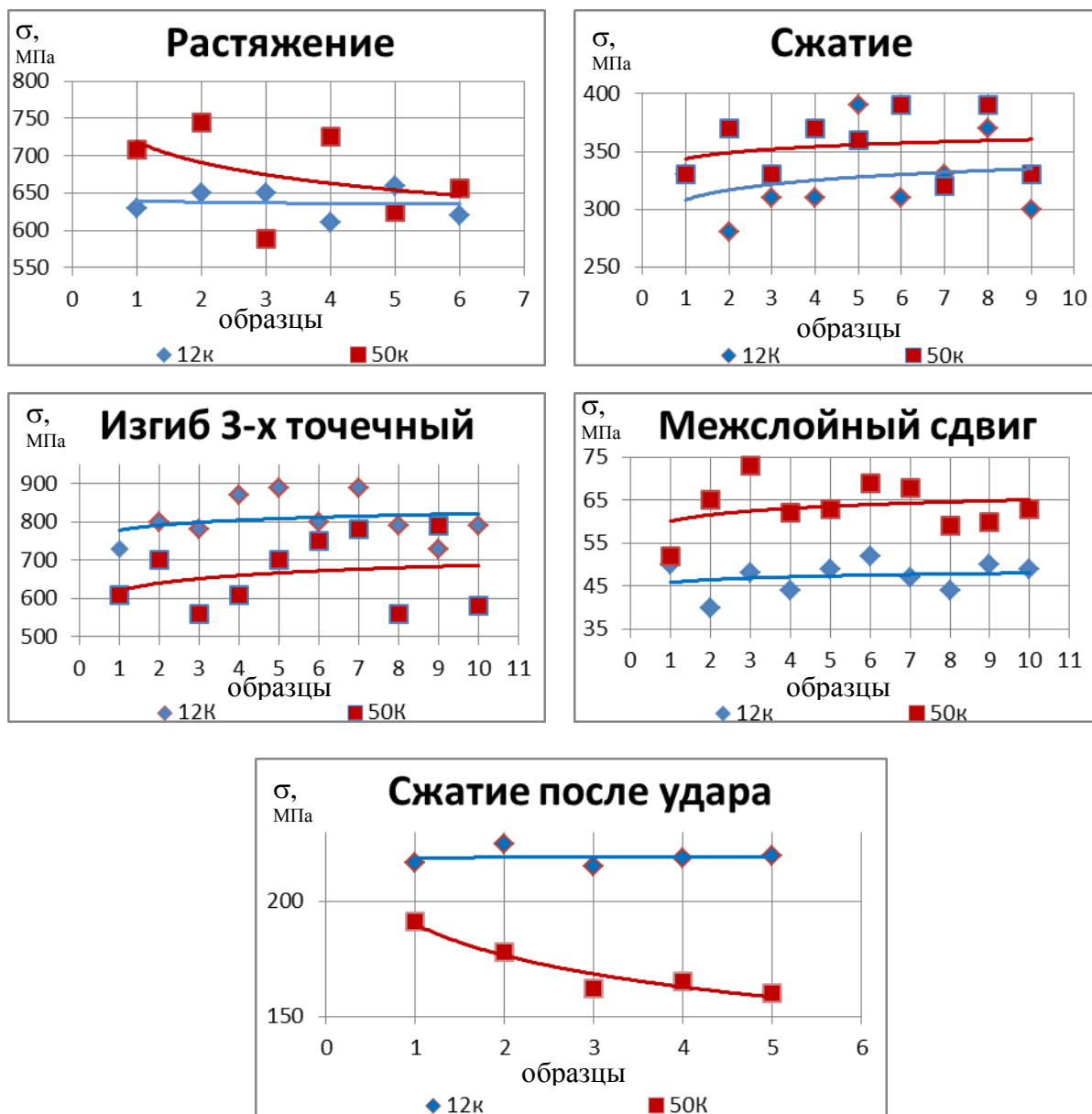


Рисунок 1 – Диаграммы напряжений для наполнителей с артикулами 12 К и 50 К.

Таким образом, представленные в таблице 1 значения характеризуют механические свойства углепластиков, полученных из плетёных преформ на основе двух видов наполнителей и одной полимерной матрицы. Для наполнителя с артикулом 50 К средние значения показателей прочности при растяжении, сжатии и сдвиге получены выше чем для наполнителя с артикулом 12 К, однако и разброс значений также был высоким, что связано с неравномерным распределением нитей в объеме пластика и образованием пустот заполненных только полимерной матрицей. С другой стороны для УП на основе наполнителя с артикулом 12 К значение максимального напряжения при изгибе получено выше, что свидетельствует о более высокой способности материала к сопротивлению в условиях сложнапряженного состояния и действию комбинированных напряжений. Одним из важнейших показателей для разрабатываемого материала является характеристика остаточной прочности после удара. Данный вид испытаний имитирует ударное воздействие с заданной энергией удара (ASTM D7136) и позволяет оценить остаточное значение прочности с учетом накопленных повреждений (ASTM D7137). Для наполнителя с артикулом 50 К

остаточная прочность при сжатии снижается более чем на 50% по сравнению с исходным значением прочности при сжатии. Для наполнителя артикулом 12 К данное характеристика не падает ниже 25% от исходной прочности при сжатии.

На основе полученных результатов, с учетом анализа структуры полученных УП, было принято решение рассматривать в качестве наполнителя углеродный ровинг с артикулом 12 К. Данная марка позволяет получить УП с высокой степенью однородности распределения волокон в объеме материала, что способствует формированию наименее дефектной структуры. Что также подтверждают данные, полученные по механическим испытаниям на изгиб и остаточную прочность после удара. Данный подход позволяет получить лучшую сходимость результатов. Также наполнитель с артикулом 12 К наиболее распространен и более технологичен при формировании преформы с последующим отверждением. Данный материал рассматривается для изготовления изделий пустотелой цилиндрической формы, которые в процессе эксплуатации активно подвергаются ударным воздействиям и изгибающим нагрузкам.

Однако при изготовлении изделий цилиндрической формы значительных диаметров, когда при изготовлении преформ нет возможности использовать плетельную машину с большим количеством веретен, не всегда возможно использовать волокно с номиналом 12К по причине низкой укрывистости монослоя изготавливаемой преформы и приходится использовать волокно большего номинала, жертвуя некоторыми прочностными характеристиками.

Список литературы

1. F.Stig. 3D-woven Reinforcement in Composites. / Fredrik Stig // Doctoral Thesis. Stockholm, Sweden, 2012.
2. Лаврис Е.В. Цельнотканые оболочки с триаксиальной структурой: текстильные изделия нового поколения // Текстильная промышленность. 2008. №11-12. С.56-57.
3. Донецкий К.И., Раскутин А.Е., Хилов П.А., Лукьяненко Ю.В., Белинис П.Г., Коротыгин А.А. Объемные плетенные и тканые преформы, используемые при изготовлении полимерных композиционных материалов //В сборнике: Безавтоклавные технологии переработки полимерных композиционных материалов нового поколения. Сборник докладов конференции. ФГУП ВИАМ. Москва, 2015. С. 13.
4. Донецкий К.И., Коган Д.И., Хрульков А.В. Свойства полимерных композиционных материалов, изготовленных на основе плетеных преформ //Труды ВИАМ. 2014. №3. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 03.02.16). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-3-5-5.
5. Ильичев А.В., Михалдыкин Е.С., Евдокимов А.А., Губин А.Е., Акмеев А.Р. Растяжение анизотропных слоистых полимерных композиционных материалов на основе углеродных преформ с биаксиальным плетением // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2016. № 7. С. 402-413.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6**Мухаметгалина А.А.^{1,2}, Самигуллина А.А.², Мурзинова М.А.², Назаров А.А.²**¹*Башкирский государственный университет, Уфа, Россия*²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

a.mukhametgalina@mail.ru

Введение

Известно, что ультрамелкозернистые материалы (УМЗ), полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), обладают высокой прочностью при комнатной температуре, и проявляют признаки сверхпластичности (СП) при пониженных температурах и/или повышенных скоростях деформации [1]. Однако низкотемпературная сверхпластическая деформация требует высоких напряжений течения [2, 3].

В работе [4] изучалась СП деформация алюминиево-литиевого сплава 1420 при одновременном воздействии растягивающей нагрузки и осевых ультразвуковых колебаний. Показано, что воздействие ультразвука приводит к снижению напряжения течения и увеличению удлинений при СП. Этот эффект может объясняться тем, что ультразвук воздействует на дефектную структуру УМЗ материалов и приводит к снижению внутренних напряжений, релаксации неравновесных границ зерен, увеличению доли высокоугловых границ [5-8].

В данной работе проводится исследование влияния предварительной ультразвуковой обработки (УЗО) на характеристики сверхпластичности титанового сплава ВТ6 с УМЗ структурой, полученной равноканальным угловым прессованием (РКУП).

Материал и методики исследований

В качестве материала исследований использовали титановый сплав ВТ6, который был подвергнут термической обработке в двухфазной ($\alpha+\beta$) области, РКУП в оснастке с углом между каналами 120° по маршруту Вс, 6 циклов при $T=600^\circ\text{C}$ ($\epsilon_{\text{сум.}} \approx 4$).

Из полученных прутков вырезались образцы длиной 40 мм, которые были подвергнуты УЗО с амплитудой осциллирующих напряжений сжатия-растяжения 100 МПа.

Испытания на растяжение проводили на плоских образцах с размерами рабочей части: $l_0=10$ мм, $a_0=3,4$ мм, $b_0=1,5$ мм, при температуре $T=600^\circ\text{C}$ с начальными скоростями деформации 10^{-4} – 10^{-3} с⁻¹ на испытательной машине Instron 5982. Время выдержки образцов в печи до начала испытаний составляло 1 час. По результатам испытаний определяли величину относительного удлинения до разрыва δ , истинное напряжение σ и истинную деформацию ϵ на стадии равномерного удлинения, коэффициент чувствительности напряжения к скорости деформации m при $\epsilon=0,05$.

Микроструктуру исследовали в продольном сечении прутка методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе TESCAN MIRA 3 LMN FEG. Количественный анализ микроструктуры выполнялся в соответствии с рекомендациями [9]. Относительная погрешность определения средних величин структурных составляющих не превышала 10% при доверительной вероятности 90 %.

Результаты и обсуждение

Микроструктура сплава ВТ6 как до, так и после УЗО состоит из первичных α -зерен, которые занимают 25% объема, и смеси субмикронных кристаллов вторичной α -фазы и β -частиц; доля β -фазы составляет 9 %. Продольный и поперечный размеры зерен первичной α -фазы ($l_{\alpha}=15$ мкм, и $b_{\alpha}=6$ мкм) и β -частиц ($l_{\beta}=0,5$ мкм, и $b_{\beta}=0,2$ мкм) одинаковы до и после УЗО в пределах погрешностей измерений. Несмотря на идентичность исходной микроструктуры, характеристики СП сплава, обработанного ультразвуком, выше по сравнению с исходным УМЗ сплавом.

В таблице 1 приведены результаты испытаний в условиях СП сплава ВТ6, подвергнутого РКУП и РКУП+УЗО. Все образцы демонстрируют значительные удлинения до разрыва. Однако, в большинстве случаев равномерное удлинение образцов существенно меньше, чем общее (табл.1).

Таблица 1 - Относительное удлинение до разрыва /равномерное удлинение и коэффициент скоростной чувствительности образцов сплава ВТ6, подвергнутого РКУП и РКУП+УЗО

$\dot{\epsilon}_0, \text{c}^{-1}$	$\delta, \% / \epsilon_{\text{равномерное}}, \%$		m	
	РКУП	РКУП+УЗО	РКУП	РКУП+УЗО
$1 \cdot 10^{-3}$	136/83	172/118		
$6,7 \cdot 10^{-4}$	162/89	343/178	0,20	0,27
$3,3 \cdot 10^{-4}$	188/94	296/139	0,22	0,30
$1,7 \cdot 10^{-4}$	429/234	500/362 (не разрушился)	0,23	0,36
$1 \cdot 10^{-4}$	358/297	—	0.36	—

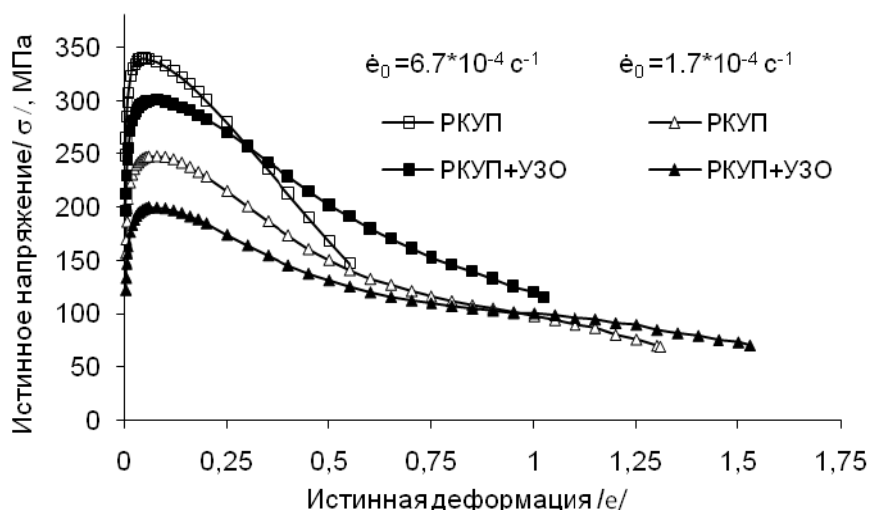


Рисунок 1- Типичные зависимости σ - ϵ , полученные после испытаний образцов сплава ВТ6, подвергнутого РКУП и РКУП+УЗО с разной начальной скоростью деформации

Вид кривых σ - ϵ не типичен для «классического» СП течения материала (рис.1). В большинстве случаев за стадией разупрочнения следует стадия локализации деформации. Установившаяся стадия течения наблюдалась при испытаниях с начальными скоростями $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ и менее. Присутствие на кривых σ - ϵ стадии разупрочнения свидетельствует о протекании релаксационных процессов во время растяжения образцов. Наиболее вероятно, что при деформации развивалась динамическая рекристаллизация в зернах первичной α -фазы. Необходимо отметить, что УЗО приводит к снижению интенсивности развития разупрочняющих процессов во время деформации (рис.1).

После УЗО сплав ВТ6 во всех случаях демонстрировал меньшие значения напряжений течения на начальных стадиях деформации (рис.1) и большую чувствительность к скорости деформации (табл.1).

Можно предположить, что наблюдаемый эффект УЗО на характеристики СП деформации УМЗ сплава ВТ6 связан с изменениями дефектной структуры сплава, поскольку УЗО может ускорять развитие релаксационных процессов в УМЗ материалах

[5-8], что приводит как к уменьшению напряжения течения, так и к увеличению относительного удлинения до разрыва.

Заключение

Испытания на растяжение УМЗ сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной СП показали, что предварительная УЗО с амплитудой осциллирующих напряжений сжатия-растяжения 100 МПа приводит к увеличению чувствительности сплава к скорости деформации, его удлинения, и уменьшению напряжения течения. Для объяснения наблюдаемого эффекта необходимы дополнительные исследования влияния ультразвука на дефектную структуру материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН и поддержана РФФИ (грант № 16-19-10126).

Микроструктурные исследования и механические испытания проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

Литература

- [1] R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, Wiley, 2013.
- [2] Y.G. Ko, J.H. Kim, C.S. Lee, S.Y. Han, D.H. Shin, S.L. Semiatin, High temperature deformation behavior of ultra-fine grained Ti-6Al-4V alloy, in: Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.Z. Valiev, S.L. Semiatin, D.H. Shin, T.C. Lowe (Eds.), Ultrafine Grained Materials III, TMS, Warrendale, 2004, pp. 659-664.
- [3] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.P. Semenova, Superplasticity in nanostructured materials: new challenges, Mater. Sci. Eng. A 463 (2007) 2–7.
- [4] М. М. Мышляев, В. В. Шпейзман, В. В. Клубович и др., ФТТ, 57 (10), 1986 (2015)
- [5] Мухаметгалина А.А., Самигуллина А.А., Сергеев С.Н., Жильяев А.П., Назаров А.А., Загидуллина Ю.Р., Пархимович Н.Ю., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Письма о материалах. 2017. Т. 7. № 2. С. 85-90.
- [6] A.A. Nazarov, Molecular dynamics simulation of the relaxation of a grain boundary disclination dipole under ultrasonic stresses, Letters on materials 6 (2016) 179-182.
- [7] Д.В. Бачурин, Р.Т. Мурзаев, Ю.А. Баимова, А.А. Самигуллина, К.А. Крылова. Письма о материалах 2016. Т.6. №3. С.183-188.
- [8] A.A. Samigullina, A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov, Yu.V. Tsarenko, V.V. Rubanik, Effect of ultrasonic treatment on the strength and ductility of bulk nanostructured nickel processed by equal-channel angular pressing, Rev. Adv. Mater. Sci. 39 (2014) 48-53.
- [9] Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. -376 с.

ВОЗДЕЙСТВИЕ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ НАНОПОЛНИТЕЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АК12М2МгН

Комаров А.И., Орда Д.В., Искандарова Д.О.

*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь,
al_kom@tut.by*

Введение. В настоящее время в машиностроении эффективно используются литейные алюминиевые сплавы, из которых изготавливают отливки сложной формы, имеющие повышенную плотность и небольшую пористость. Одним из наиболее распространенных материалов этой группы является эвтектический силумин АК12М2МгН, широко применяемый в двигателестроении. Однако исходная литая структура этого сплава характеризуется крупными включениями интерметаллидных соединений и кремния, что не обеспечивает высокий уровень прочностных свойств. Одним из перспективных направлений повышения трибомеханических характеристик силуминов является модифицирование их структуры введением в расплав дисперсных тугоплавких керамических, углеродных или углеродсодержащих частиц. При этом наибольший эффект достигается при использовании наноразмерных добавок, которые обладают повышенной удельной поверхностью, вследствие чего эффект модифицирования наблюдается при введении малых долей модифицирующих компонентов [1-2].

Целью настоящей работы является исследование воздействия гетерофазных углеродсодержащих наноструктурированных наполнителей на структуру и трибомеханические характеристики литейного алюминиевого сплава АК12М2МгН.

Материалы и методика исследования. Модифицирование эвтектического силумина АК12М2МгН (Si-11-13; Cu-1.5-3; Mg-0.8-1.3; Mn-0.3-0.6; Fe-0.4; Zn-0.2; Ti-0.05-0.2; Al-ост., мас. %) осуществлялось путем введения прессовки модифицирующих компонентов в расплав матричного сплава при температуре 750°C. Расплав подвергался перемешиванию и отливался в металлический кокиль цилиндрической формы.

Структурно-фазовое состояние полученных отливок исследовалось методами металлографического анализа с использованием микроскопов XJM300 и МИМ-8 и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Рентгеноструктурные исследования образцов проводились на автоматизированном комплексе на базе дифрактометра ДРОН-3М в Cu-K α -излучении с применением вторичной монохроматизации рентгеновского пучка. Механические испытания на растяжение проводились на универсальной компьютеризированной гидравлической машине INSTRON Satec 300LX в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84. Скорость нагружения составляла 5 мм/мин.

Триботехнические испытания выполнялись по схеме возвратно-поступательного перемещения контртела из закаленной стали (55 HRC) относительно неподвижного образца в среде масла И-40А при скорости скольжения 0,1 м/с и давлении p , которое изменялось по схеме 10 МПа \rightarrow 20 \rightarrow 30 МПа. По результатам испытаний определялись коэффициенты трения f , массовый износ Δm и интенсивность изнашивания I_q ($I_q = \Delta m/L$), где L – путь трения). Потеря массы Δm образцов находилась их взвешиванием на аналитических весах ВЛР-200. Твердость образцов определялась на универсальном твердомере 2137 ТУ при нагрузке 49 Н.

Для модифицирования сплава использовались два углеродсодержащих наполнителя. Первый модификатор представлял собой синтезированный в соответствии с [3] порошок, содержащий карбид титана и оксид алюминия. В качестве второй добавки использовалась смесь порошка меди ПМС-1 и углеродных нанотрубок [2] (рис. 1в).

Результаты эксперимента и их обсуждение. Согласно результатам рентгеноструктурного анализа, основными фазами первого модификатора являются оксид алюминия α -Al₂O₃ и карбид титана TiC, при этом содержание соединений составляет 27-30% и 50-60% соответственно (рис.1а). Наряду с основными компонентами в составе порошка в небольшом количестве присутствуют не

прореагировавшие вещества исходной шихты (TiO_2 и углерод), титан, а также железо, поступающее в зону реакции со стенок контейнера. Частицы TiC и $\alpha-Al_2O_3$ имеют сферическую форму с размером 50–80 нм, а также форму нанофибрил диаметром до 100 нм и длиной до 3 мкм (рис. 1б). Такая морфология композиционного порошка обуславливают его эффективное воздействие на расплав силумина.

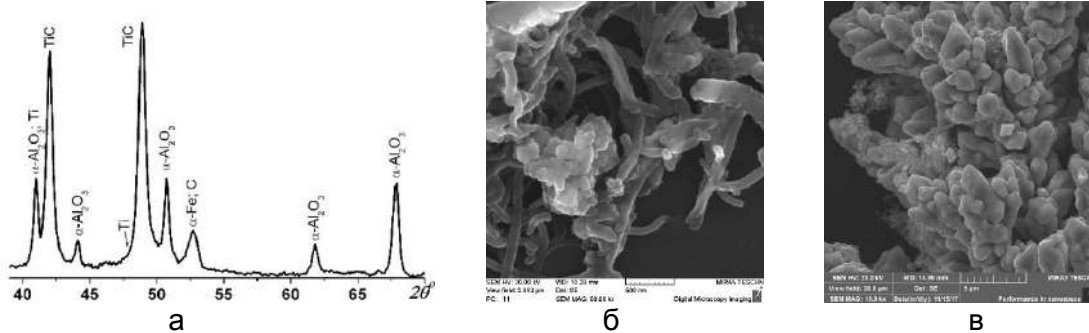


Рисунок 1- Фрагмент дифрактограммы (а) и СЭМ-изображения наполнителей $TiC-\alpha-Al_2O_3$ (б) и Cu-УНТ (в)

Металлографические исследования показали, что использование наполнителя $TiC-\alpha-Al_2O_3$ в количестве 1 мас.% способствует улучшению структуры матричного материала, которое выражается в формировании округлых зерен α -фазы с размером до 80 мкм, мелкой равномерной эвтектики и интерметаллидных включений глобулярной и пластинчатой формы (рис. 2б). Увеличение доли наполнителя до 2 мас.% приводит к дальнейшему диспергированию структуры. Так, размер зерен α -твердого раствора уменьшается в 2-2,5 раза по сравнению с исходным сплавом, формируется дисперсная зернистая эвтектика, наблюдается равномерное распределение интерметаллидных железо- и медьсодержащих включений по структуре сплава (рис. 2в).

Существенный эффект воздействия на структуру сплава установлен при использовании в качестве модификатора углеродных нанотрубок в смеси с порошком меди. Согласно результатам СЭМ, высокая эффективность модификатора объясняется структурой частиц порошка меди, имеющих дендритное строение (рис. 1в). Такая структура способствует удержанию УНТ на поверхности частиц меди, облегчает введение добавки в расплав и повышает ее реакционную способность. Металлографический анализ показал, что модифицирование сплава АК12М2МгН углеродными нанотрубками, вводимыми совместно с медью, приводит к интенсивному диспергированию его структуры. При этом эффект достигается при введении малых добавок модификатора. Так, уже при содержании 0,05% УНТ и 0,25% меди наблюдается разбиение дендритов на отдельные зерна с размером 30–50 мкм (рис. 2г). Происходит измельчение железосодержащих включений в 6-8 раз и равномерное их распределение по объему сплава. Увеличение содержания добавки до 0,4% УНТ и 2% Cu приводит к более интенсивному диспергированию структурных составляющих, при этом зерна α -фазы приобретают преимущественно глобулярную форму с размером до 40 мкм (рис. 2д).

Диспергирование структуры сплава при введении исследуемых добавок обеспечивает существенное повышение его механических характеристик (таблица). Так, введение добавки Cu-УНТ способствует повышению твердости и предела прочности сплава, значение которого возрастает до $\sigma_B=237$ МПа, при одновременном повышении пластичности более чем в 2 раза ($\delta=7,2$ %). Анализ триботехнических характеристик образцов модифицированного сплава АК12М2МгН показал, что введение наполнителя $TiC-\alpha-Al_2O_3$ (1%) способствует снижению коэффициента трения в 1,3-1,7 раз и повышению износостойкости в 2 раза, а увеличение доли добавки до 2% приводит к многократному повышению износостойкости. Введение комплексной добавки УНТ с медью приводит к снижению f во всем диапазоне исследуемых давлений. Увеличение содержания УНТ от 0,05 до 0,4% и Cu от 0,25 до 2%

сопровождается дальнейшим снижением коэффициента трения (таблица) и к многократному повышению его износостойкости (износ не выявлен).

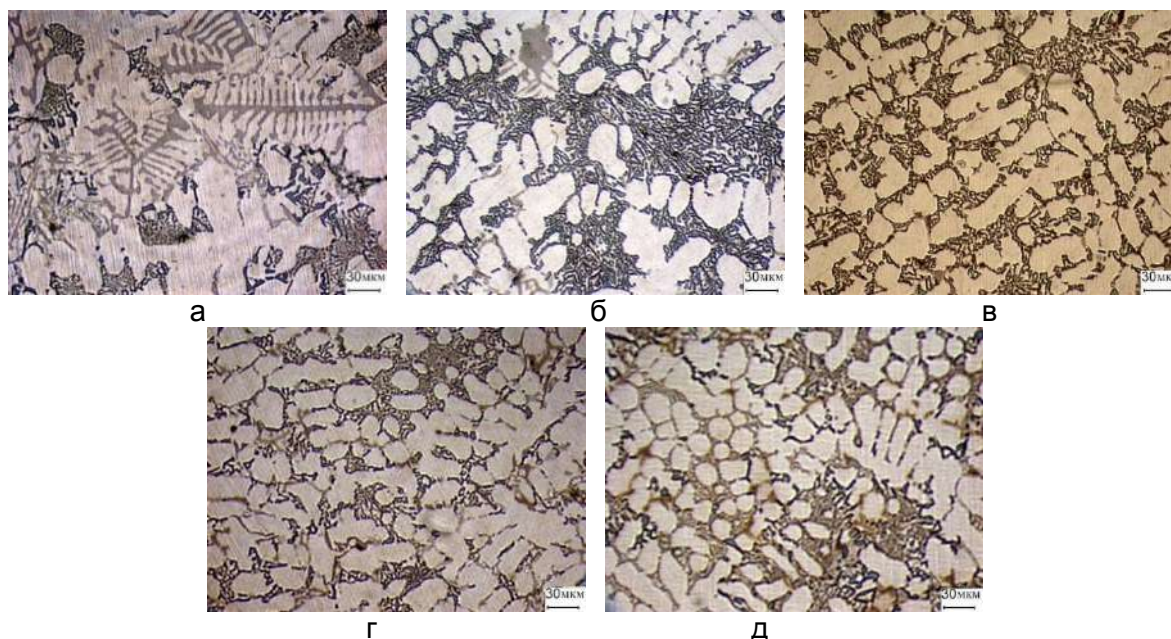


Рисунок 2 - Микроструктура сплава АК12М2МгН до (а) и после модифицирования: б – $Q_{\text{МОД}}=1,0\%$; в – $Q_{\text{МОД}}=2,0\%$; г – $Q_{\text{УНТ}}=0,05\%$, $Q_{\text{Cu}}=0,25\%$; д – $Q_{\text{УНТ}}=0,4\%$, $Q_{\text{Cu}}=2\%$

Таблица – Механические характеристики сплава АК12М2МгН

Образец	Количество модифицирующей добавки. %		HV, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$I_q, 10^{-5}$ мг/м	f_{10}	f_{20}	f_{30}
1	-	-	950	155	3,4	9,26	0,030	0,032	0,035
2	$Q_{\text{УНТ}}=0,05$	$Q_{\text{Cu}}=0,25$	990	202	4,6	→0	0,008	0,007	0,010
3	$Q_{\text{УНТ}}=0,4$	$Q_{\text{Cu}}=2$	1100	237	7,2	→0	0,006	0,006	0,007
4	$Q_{\text{TIC}}=1,0$	$Q_{\text{Al-Mg}}=1,0$	990	-	-	4,63	0,017	0,022	0,028
5	$Q_{\text{TIC}}=2,0$	$Q_{\text{Al}}=0,4$	1020	-	-	→0	0,018	0,020	0,024

Заключение. Использование комплексных модификаторов, содержащих углеродные компоненты, оказывает существенное влияние на структуру, свойства и трибомеханические характеристики сплава АК12М2МгН. Это выражается в диспергировании и сфероидизации зерен α -фазы, измельчении интерметаллидных соединений и их равномерном распределении в объеме отливки. Показано, что в результате формирования такой структуры происходит повышение механических характеристик сплава, значительное снижение коэффициента трения и износа образцов.

Список литературы.

1. Комаров А.И. Синтез карбидо-корундового наполнителя и его воздействие на структуру и свойства поршневого сплава АК12М2МгН / А.И. Комаров, В.И. Комарова, Д.В. Орда // Механика машин, механизмов и материалов, 2016. - №1 (34). – с. 81-86.
2. Комаров А.И. Влияние комплексного модифицирования углеродными нанотрубками и медью на структуру и свойства силумина АК12М2МгН / А.И. Комаров, В.И. Комарова, Д.В. Орда, Д.О. Искандарова // Актуальные вопросы машиноведения, 2017. – Выпуск 6. – с. 369-371.
3. Комаров А.И., Комарова В.И., Орда Д.В. Композиционный порошок и способ его получения. Заявка на изобретение а20160246 ВУ от 27.06.2016 г.

НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ ВВЕРХ ПРОВОЛОЧНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ МЕДНЫХ И НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Марукович Е. И., Харьков В. А.

*Институт технологии металлов НАН Беларуси, Могилев, Беларусь,
kharckov@itm.by*

Сущность метода непрерывного литья вверх заключается в том, что жидкий металл из плавильной печи или миксера попадает во внутреннюю полость фильеры, нижняя часть которой вертикально погружена в расплав. Фильера установлена в водоохлаждаемом кристаллизаторе, который снаружи имеет слой футеровки, обеспечивающей его защиту от контакта с жидким металлом. За счет охлаждения происходит кристаллизация расплава и формирование отливки, которая циклически извлекается вверх специальным тянущим механизмом.

Основное предназначение указанного способа – производство медной катанки. Кроме того эту технологию можно адаптировать для производства прутков и труб малого диаметра из медных и никелевых сплавов, драгоценных металлов.

Вертикальное литье имеет ряд технических преимуществ по сравнению с более популярными горизонтальными процессами [1]:

- симметрия в охлаждении отливки обеспечивает равномерную и предсказуемую картину роста кристаллов и равномерную осевую нагрузку на затвердевшую начальную корку отливки;

- процент выхода годного достигает 99% за счет отсутствия копьевидного остатка на конце отливки, характерного для горизонтального способа, что особенно важно при литье драгоценных металлов;

- более высокая производительность при стабильно высоком качестве поверхности отливки.

К недостаткам можно отнести трудности в обращении с вертикально расположенной длинномерной отливкой, повышенные требования к культуре производства и аспектам безопасности.

Каменск-Уральский завод по обработке цветных металлов (КУЗОЦМ) производит проволоку из никеля и никелевых сплавов по технологии литья заготовок в кокиль с последующей горячей прокаткой и волочением. Эта очень затратное производство требовало кардинальной модернизации. Возникла идея применить метод непрерывного вертикального литья вверх для производства катанки из никеля и никелевых сплавов.

Была сконструирована (рисунок 1) и построена специальная одноручевая установка непрерывного вертикального литья вверх на основе самых современных направлений в реализации циклического извлечения, а именно применении сервопривода, программируемого логического контроллера и человеко-машинного интерфейса (рисунок 2). В качестве особенности конструкции установки стоит отметить возможность ее интеграции с индукционной тигельной или канальной печью, имеющейся на предприятии.

Как показывает технологическая практика, при абсолютно непрерывном литье происходит нарушение устойчивости процесса, что может привести к обрыву заготовки. В связи с этим перемещение заготовки в процессе работы осуществляется по принципу «движение – остановка» для обеспечения формирования начальной корки [2]. Это значительно снижает вероятность обрывов, но при этом уменьшает производительность, поэтому важной задачей при разработке технологических параметров является определение минимального периода остановки. Для отливок диаметром от 8 до 20 мм время остановки может находиться в пределах от нескольких сотых долей секунды до нескольких десятых. Для обеспечения минимальных значений

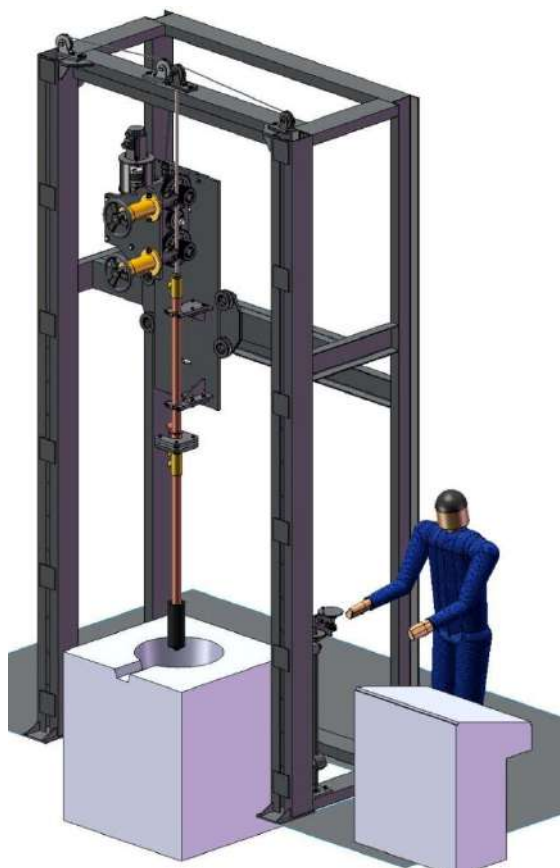


Рисунок 1 - Трехмерная модель установки непрерывного литья вверх



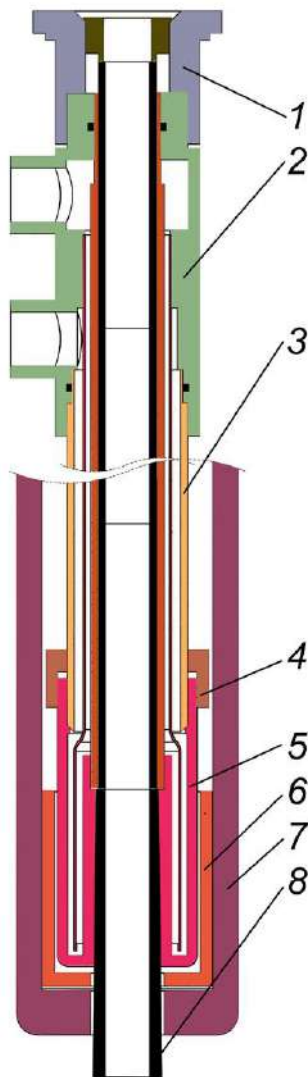
Рисунок 2 - Установка непрерывного литья вверх на КУЗОЦМ

времени остановки необходим привод с высокими динамическими параметрами и возможностью циклической работы с частотой до 300 Гц. Для решения данной задачи наиболее эффективным является применение сервоприводов [3].

В качестве кристаллизатора применили специальный медный теплообменник цилиндрической формы (рисунок 3). Постоянно циркулирующая вода обеспечивает отвод тепла от формирующейся отливки. Внутри теплообменника находится тонкостенная графитовая фильера, внутренний диаметр которой соответствует диаметру получаемой продукции, а внешний диаметр - внутреннему диаметру теплообменника.

Основной трудностью при реализации идеи непрерывного вертикального литья вверх никеля и сплавов на его основе являлось то, что применение графита в чистом виде для фильеры исключалось. Медно-никелевые сплавы реагируют с графитом и этот эффект более заметен на сплавах с высоким содержанием никеля. Сплав системы Cu - Ni с содержанием никеля 10% при 1500°С имеет угол смачивания 139°, а с содержанием никеля 30% угол смачивания составляет 70°. В практике непрерывного литья установлено, что применение графитовых фильер значительно влияет на свойства сплавов с содержанием никеля более 20%. Растворимость углерода в никеле при 1500°С составляет 2,60 мас.% [1].

На первом этапе экспериментов применили покрытие графитовой фильеры гексагональным нитридом бора. Были проведены эксперименты по отливке прутка диаметром 20 мм из сплавов монель (67% никеля, 38% меди) и копель (43% никеля, 0,5% марганца, остальное медь).



Однако покрытие оказалось не стойким и истиралось в процессе отливки первых 100 кг прутка. Далее возникла эрозия графита, что приводило к ухудшению качества поверхности отливки. В результате было принято решение об изготовлении фильеры полностью из нитрида бора. Покрытие защитного стакана нитридом бора тоже оказалось не эффективным. На зеркале расплава при плавке и выдержке никелевых сплавов наводится покров из расплавленного стекла, при контакте с которым происходило разрушение покрытия.

В результате было принято решение об изготовлении фильеры полностью из нитрида бора, а защитного стакана из керамики.

Производительность процесса непрерывного вертикального литья вверх на указанных выше сплавах была достигнута 0,6 м/мин, что составляет приблизительно 100 кг/час.

На сегодняшний момент спроектирована обновленная версия установки, которая позволит осуществлять литье в три ручья одновременно. Кроме того ведутся исследования по выбору технологических параметров литья, которые бы позволили обеспечить большую производительность и расширить номенклатуру типов сплавов.

Рисунок 3 - Кристаллизатор

1-монтажный фланец; 2-коллектор охлаждающей воды;
3-корпус;
4-соединительная гайка; 5-теплообменник; 6-футеровка;
7-защитный стакан; 8-фильера.

Список использованной литературы.

1. Wilson, R. A Practical Approach to Continuous Casting of Copper-Based Alloy and Precious Metals / R. Wilson – Cambridge, UK, The University Press, 2000. – 266 p.
2. Марукович, Е. И. Движение слитка при непрерывном горизонтальном литье / Е. И. Марукович, С. В. Стрельцов // Весці акадэміі навук БССР. Серыя фізіка-тэхнічных навук №4 — Минск, 1988. — С. 57 – 60.
3. Харьков, В. А. Автоматизированная система управления линией непрерывного литья / В. А. Харьков, Ю. В. Саченко // Металлургия машиностроения. – 2011. – №2. – С. 18–20.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НИКЕЛИД ТИТАНА-ПОЛИМЕР

Борисов А.А., Чернышова А.А., Виноградов Р.Е., Лукина Е.А.
Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия
wupukborisov@gmail.com

Наиболее широко используемым материалом, проявляющим сверхупругость, являются сплавы на основе никелида титана (далее – НТ) [1,2]. Они способны обратимо изменять свою форму (до 10%) в наиболее часто используемом в технике интервале рабочих температур от -50°C до 100°C . Кроме того, у НТ хороший комплекс механических свойств и высокая коррозионная стойкость. Однако его плохая обрабатываемость резанием, свариваемость, а так же высокая стоимость ограничивают его применение. Одним из способов устранения указанных недостатков является разработка композиционных материалов (КМ), в которых будет совмещена относительно недорогая матрица, позволяющая изготавливать сложные детали, и армирующие элементы из сплавов на основе НТ, обеспечивающие сверхупругость.

Для создания сверхупругих КМ в качестве матрицы целесообразно использовать эластомеры группы реактопластов, к которым относятся каучуки, резины и полиуретаны [5]. При выборе конкретного полимера необходимо учитывать его упругую деформацию, которая должна составлять не менее 12%, и модуль упругости, который должен оптимально отвечать механическому поведению волокон КМ. По этим показателям подходит силиконовая резина (далее – СР).

Поэтому в данной работе было исследованы свойства КМ, у которых в качестве матрицы была использована силиконовая резина, а в качестве армирующего элемента использовали проволоку из сплава ТН1 с содержанием никеля 55,7% по массе. Структура сплава после теплого волочения имела большую концентрацию дефектов кристаллического строения, которая способствовала формированию сверхупругого поведения материала в широком диапазоне температур [3,4]. Полученный композиционный материал в работе условно обозначен как КМ НТ-СР.

Образцы КМ НТ-СР изготавливали в виде пластин размером 10×80 мм и толщиной 3 мм. Волокна из НТ располагали вдоль длинной стороны образцов в один ряд, на одинаковом расстоянии друг относительно друга для обеспечения равномерного распределения полимера между волокнами. Объемную долю волокон в образцах КМ изменяли от 5 до 15%.

Первоначально исследовали способность компонентов КМ проявлять упругие и сверхупругие свойства. Для этого определяли критическую степень деформации образца, после которой в нем возникает остаточная деформация. Образцы деформировали изгибом на различную степень деформации вокруг круглой оправки различного диаметра и после снятия нагрузки измеряли остаточную деформацию.

Проволока из сплава ТН1, находящаяся в сверхупругом (холодnodeформированном) состоянии при нормальной температуре, и СР показали схожее поведение при накоплении остаточной деформации (рис. 1). Остаточная деформация появляется в СР после деформирования на 8 %, а в проволоке из ТН1 – при 10 %. Испытания образцов КМ с объемным содержанием волокон 4, 8 и 12% показали, что различная степень наполнения волокном практически не влияет на появление и накопление остаточной деформации (рис. 1). Независимо от объемной доли волокон остаточная деформация возникает при наведенной деформации $\varepsilon = 13\%$ и далее возрастает, достигая величины $0,9 \div 1,1\%$ при $\varepsilon = 20\%$. Быстрее всего остаточная деформация возрастает в КМ с 12 об. %.

Механическое поведение матрицы, волокон и образцов КМ НТ – СР с различной объемной долей волокон изучали методом трехточечного изгиба при изменении величины прогиба f от 3 до 7 мм (на базе 25 мм).

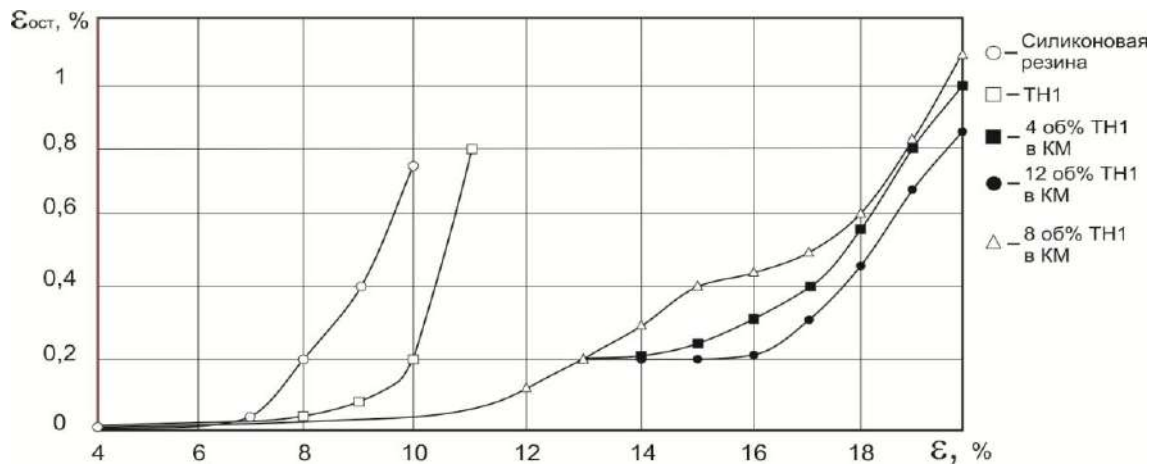


Рисунок 1 - Влияние степени наведенной деформации на появление и развитие остаточной деформации для сплава ТН1, силиконовой резины и КМ НТ-СР с различной объемной долей

При деформировании СР нагрузка почти линейно возрастает вплоть до начала разгрузки (рис. 2, а). На первой стадии разгрузки усилия резко падают, а затем наблюдается более плавное их уменьшение. Кривые разгрузки не возвращаются в исходное положение. Это, по-видимому, связано с упруго-вязким поведением силикона и высокой деформацией полимерного материала, в результате чего напряжения не успевают релаксировать, что приводит к появлению остаточной деформации. При максимальном прогибе на 7 мм деформирующие усилия составляют всего 1,2 Н, а жесткость равна $\approx 0,17$ Н/мм.

Волокна из сплава ТН1 имеют несколько другое механическое поведение. При нагружении проволоочных образцов (рис. 2, б) нагрузка растет линейно лишь на небольшом участке (до $f = 0,5$ мм), а затем кривая деформации приобретает вид классического сверхупругого поведения. Это свойство образцов из НТ можно объяснить сменой механизма деформации, при малых степенях наведенной деформации реализуется упругая деформация, а при больших – сверхупругое поведение, обусловленное мартенситным превращением под напряжением и (или) переориентацией мартенситных кристаллов по двойниковому механизму. После снижения напряжений происходит возврат наведенной деформации. При прогибе на 7 мм нагрузка, действующая на образец, составляет 9,2 Н ($K=1,3$ Н/мм), т.е. жесткость одного волокна в 7,7 раз больше по отношению к жесткости матрицы.

Испытания образцов КМ с различной степенью наполнения (рис. 3) показали повышение жесткости материала с увеличением объемной доли волокон. При деформировании образца КМ содержащего 4 об. % волокон, на 7 мм была зафиксирована нагрузка 22,6 Н ($K=3,2$ Н/мм), для КМ с 8 об. % волокон – 42,1 Н ($K=6,0$ Н/мм), а для КМ с 12 об. % – 63 Н ($K=9,0$ Н/мм). То есть при увеличении объемной доли волокон в 3 раза жесткость КМ НТ-СР также трехкратно возрастает. При визуальном осмотре в образцов КМ после испытаний на трехточечный изгиб трещин и несплошностей, вызванных отслоением армирующего волокна от матрицы не наблюдалось, из чего следует, что адгезионная связь не была нарушена и образцы полностью сохранили свои функциональные свойства.

Результаты проведенных испытаний позволяют сделать вывод о работоспособности КМ НТ-СР как функционального материала, обладающего сверхупругостью.

Необходимо отметить, что армирование СР волокнами НТ приводит к повышению предельной деформации, до которой можно нагружать КМ без образования остаточной деформации. В сочетании с увеличением жесткости КМ это позволит расширить область работоспособности КМ как сверхупругого материала и применять его для изготовления нагруженных элементов медицинских изделий (эндопротезы и экзопротезы).

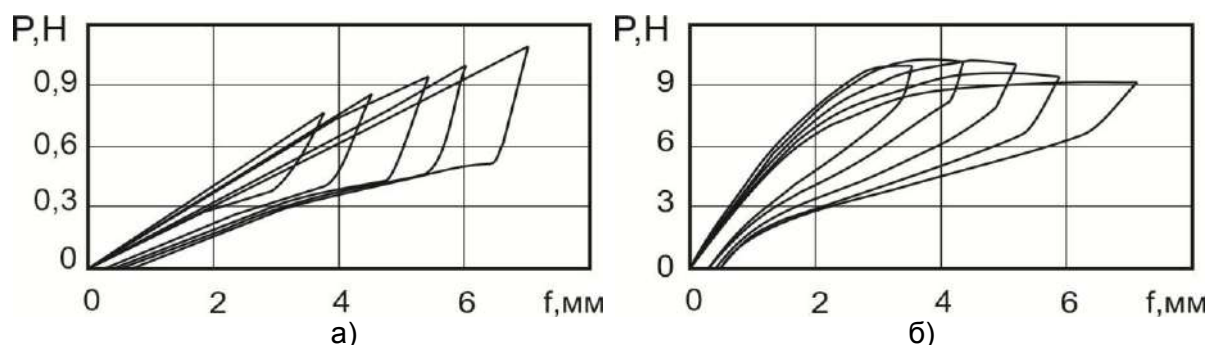


Рисунок 2 – Статические испытания CP (а) и проволоки из сплава ТН1 (б) методом трехточечного изгиба

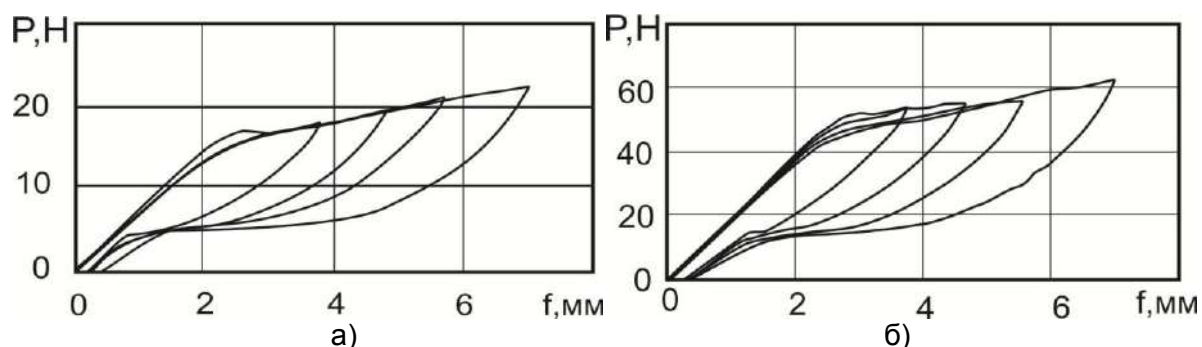


Рисунок 3 - Статические испытания КМ НТ-СР с объемной долей волокон 4 % (а) и 12 % (б) методом трехточечного изгиба

Список литературы

1. Ооцука, К. Сплавы с эффектом памяти формы / К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки, Ю. Сэкигути, Ц. Табаки, Т. Хомма, С. Миядзаки; Под ред. Х.Фунакубо. – Москва: Металлургия, 1990. –224.
2. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Progress in Materials Science. 2005. No.5 (50). P. 511-678.
3. Формирование структуры сплава ТН1 при деформации и термической обработке// М.Ю. Коллеров [и др.] // Титан.-2010.-№3.-С.4-10.
4. Влияние состава и структуры на характеристики упругости и сверхупругости сплавов на основе титана / М.Ю. Коллеров [и др.] // Титан. – 2010. –№ 4. – С. 11-15.
5. Кербер, М. Л. 1149 Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие.-4-е испр. и доп. изд./под ред. А.А. Берлина.-СПб.: ЦОП «Профессия», 2014.-592 с.
6. Бобович, Б. Б. Неметаллические конструкционные материалы: учеб. пособие / Б. Б. Бобович.– МГИУ, 2009.- 384 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ВОЗВРАТА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Голубков Н.А., Васильев А.А., Соколов С.Ф.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербурга, Российская Федерация,
golubkovna@gmail.com

Конечная структура низкоуглеродистых автомобильных сталей формируется в результате рекристаллизации холоднокатаного листа при его последующем отжиге. В связи с этим в последние годы значительное внимание уделяется как экспериментальным исследованиям данного процесса [1], так и разработке соответствующих математических моделей [2,3]. При заданных параметрах холодной деформации термодинамическая движущая сила рекристаллизации, определяемая, в основном, энергией созданных дислокаций, непрерывно снижается со временем отжига за счет возврата, предшествующего началу этого процесса и развивающегося одновременно с ним в нерекристаллизованной части объема. Поэтому создание физически обоснованной модели рекристаллизации требует также разработки модели возврата. В настоящей работе представлены результаты исследования возврата при изотермическом отжиге деформированных низкоуглеродистых автомобильных сталей и математическая модель для описания его кинетики.

Эксперименты по исследованию кинетики возврата методом двойного нагружения проводили с помощью модуля HydraWedge испытательного комплекса Gleeble 3800 для IF-стали (0.004C, 0.14Mn, 0.06Ti) и низкоуглеродистой стали 08пс (0.06C, 0.17Mn) (приведены содержания только основных легирующих элементов в масс. %). Испытываемые образцы, имеющие форму цилиндра высотой 15 и диаметром 10 мм, вырезали из пластин (подката) промышленного металла, дополнительно подвергнутых горячей прокатке на лабораторном стане и охлажденных на воздухе. Полученный в результате размер зерна феррита для IF-стали и стали 08пс составлял, соответственно, ~ 70 и 30 мкм. Данные исследования выполняли по схеме: нагрев образцов до температуры испытаний в интервале 400÷550 °С со скоростью 10 °С/с → деформация сжатием (~ 0.6) со скоростью 1 с⁻¹ → полная разгрузка испытываемого образца → изотермическая выдержка варьируемой длительности → повторная деформация сжатием (~ 0.2) со скоростью 1 с⁻¹. Примеры кривых двойного нагружения для IF-стали представлены на рис. 1.

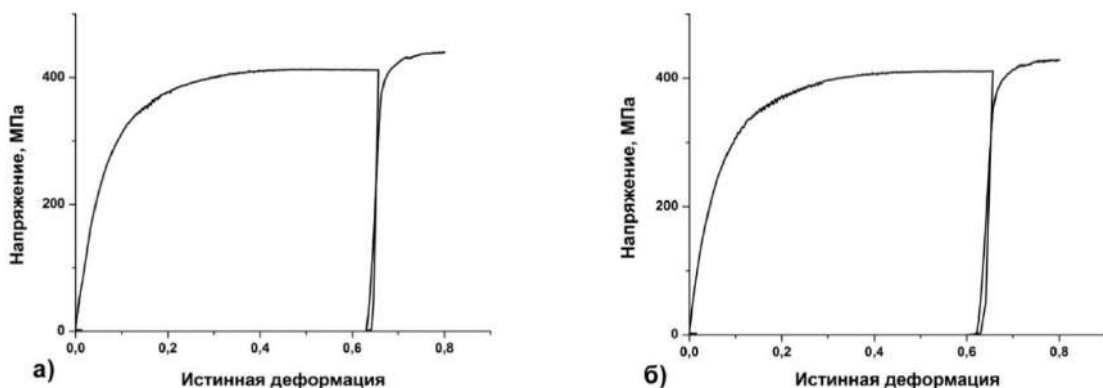


Рисунок 1 - Кривые двойного нагружения, полученные для IF-стали при температуре 450°С и длительностях междеформационной паузы 3 (а) и 180 мин (б)

Исходное упрочнение в результате первой деформации при заданной температуре определяли усреднением его значений для 5 образцов. Упрочнение образцов, снижающееся во время междеформационной паузы за счет возврата, рассчитывали на основании соответствующих средних значений напряжения

пластического течения в конце первого нагружения и предела текучести при повторном нагружении. Полученные данные по разупрочнению использованы при калибровке математической модели для описания кинетики возврата.

Для расчета скорости падения внутренних напряжений $\Delta\sigma$ в результате возврата использовали следующее уравнение, предложенное в работе [4]:

$$\frac{d\Delta\sigma}{dt} = -\frac{64\Delta\sigma^2\nu_D}{9M^3\alpha_p^2E(T)} \exp\left(-\frac{E_a^{rec}}{RT}\right) \sinh\left(\frac{\Delta\sigma V_a}{k_B T}\right), \quad (1)$$

где E_a^{rec} – энергия активации возврата; V_a – активационный объем; ν_D – частота Дебая ($2 \cdot 10^{12} \text{ с}^{-1}$); M – фактор Тейлора, принимаемый равным 2.7; $\alpha_p = 0.33$ эмпирический параметр; R – газовая постоянная; k_B – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; $E(T)$ – модуль Юнга, вычисляемый по формуле [5]:

$$E(T) \approx 2.11 \cdot 10^{11} \left[1 - \frac{T - 300}{1989}\right] \text{ (Па)}. \quad (2)$$

Уравнение (1) содержит два физических параметра E_a^{rec} и V_a . В рассматриваемой модели энергию активации возврата принимали равной энергии активации самодиффузии $E_{SD}(T)$ в α -железе, для расчета которой в зависимости от температуры использовали экспериментальные данные работы [6]:

$$E_{SD}(T) = 236.5 + \Delta E_{SD}(T) \text{ (кДж/моль)}, \quad (3)$$

где зависящий от температуры вклад $\Delta E_{SD}(T)$ обусловлен магнитными эффектами. Как видно из рис. 2, набор экспериментальных значений данного вклада, полученных для разных температур, с хорошей точностью описывается с помощью функции Больцмана с найденными значениями соответствующих эмпирических параметров.

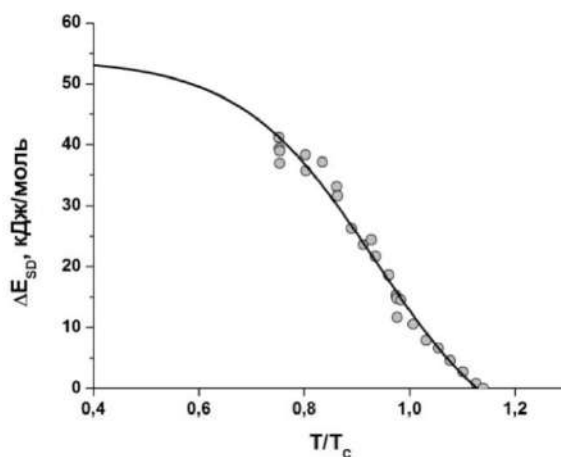


Рисунок 2 - Зависимость величины $\Delta E_{SD}(T)$ от отношения T/T_C (T_C – температура Кюри). Представленные экспериментальные данные [6] аппроксимированы с помощью функции Больцмана.

Единственным неопределенным параметром в (1) остается активационный объем, величина которого в обсуждаемой модели рассматривается в качестве эмпирического подгоночного параметра. Оптимальное значение данного параметра было определено с использованием полученных экспериментальных данных по разупрочнению исследованных сталей и оказалось равным $5.26 \cdot 10^{-28} \text{ м}^3$ (31.7 б^3 , где б

– модуль вектора Бюргера для α -железа). Указанная величина активационного объема согласуется с данными, приводимыми в литературе [7].

Как видно из рис. 3, результаты расчета кинетики возврата с помощью предложенной модели хорошо согласуются с экспериментом.

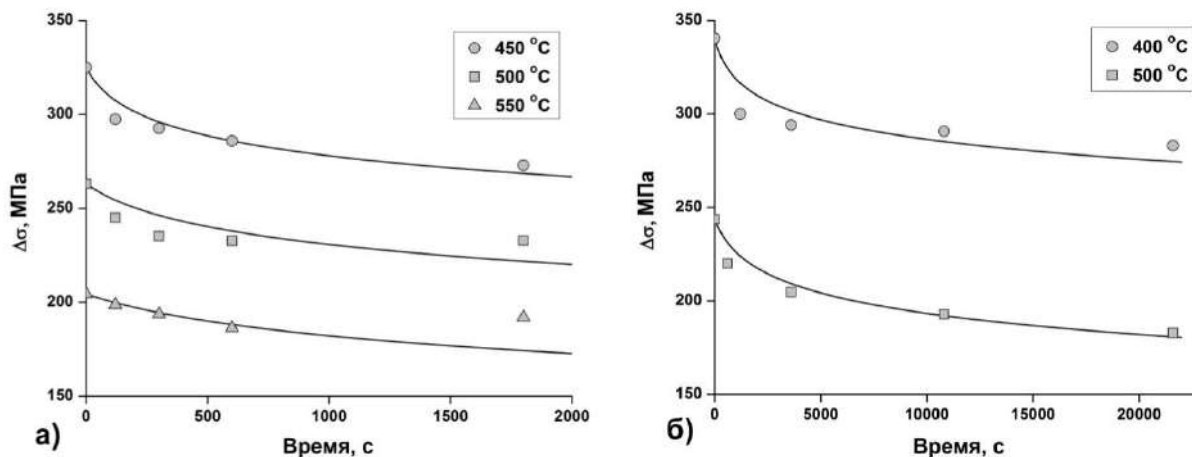


Рисунок 3 - Расчетные кинетические кривые разупрочнения при возврате деформированных IF-стали (а) и стали 08пс (б) и соответствующие экспериментальные данные для разных температур отжига.

Настоящее исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №17-19-01178).

Список литературы

1. Ferry M., Muljono D., Dunne D.P. Recrystallization Kinetics of Low and Ultra Low Carbon Steels during High-rate Annealing // *ISIJ Int.*, 2001, V.41, No.9, pp.1053-1060.
2. Senuma T. Present Status and Future Prospects of Simulation Models for Predicting the Microstructure of Cold-rolled Steel Sheets // *ISIJ Int.*, 2012, V.52, No.4, pp.679-687.
3. Zhu B., Militzer M. 3D Phase Field Modeling of Recrystallization in a Low-carbon Steel // *Mater. Sci. Eng. A*, 2012, V.20, pp.1-17.
4. Verdier M., Brechet Y., Guyot P. Recovery of AlMg Alloys Flow Stress and Strain-hardening Properties // *Acta mater.*, 1999, V.47, No.1, pp.127-134.
5. Gorni A.A. Steel Forming and Heat Treating Handbook [Электронный ресурс], 2016, 189p. DOI: 10.13140/RG.2.1.1695.9764.
6. Kucera J., Stransky K. Diffusion in Iron, Iron Solid Solutions and Steels // *Mater. Sci. Eng.*, 1982, V.52, pp.1-38.
7. Martinez-de-Guerenu A., Arizti F., Gutiérrez I. Recovery during Annealing in a Cold Rolled Low Carbon Steel. Part II: Modelling the Kinetics // *Acta Mater.*, 2004, V.52, No.12, pp.3665-3670.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ
ВИДАХ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ**

Колобов Ю.Р.^{1,2}, Манохин С.С.¹, Токмачева - Колобова А.Ю.^{1,3}, Кущенко Я.В.⁴

¹*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*

²*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия*

³*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия*

⁴*Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова Москва, Россия
kolobov@bsu.edu.ru*

В докладе проведен обзор результатов исследований модификации структурно-фазовых состояний, механических и других свойств металлических материалов, в том числе полученных аддитивными технологиями, а также с использованием самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в сочетании с литьем под давлением (метод СВС-металлургии). Рассмотрены особенности изменения свойств и структуры металлических материалов при интенсивных внешних воздействиях, в том числе в условиях обработки давлением с реализацией большой (интенсивной) и мегапластической деформации, а также при взрывном нагружении и облучении ультракороткими лазерными импульсами.

Приводится информация об обнаруженном на примере экспериментальных цилиндрических образцов, вырезанных из длинномерных прутков субмикроструктурного технически чистого титана (сплав ВТ1-0), выпускаемых Малым инновационным предприятием «Металл-деформ» при НИУ «БелГУ» (г. Белгород) и обладающих (наряду с сопоставимой с легированными титановыми сплавами прочностью) повышенной пластичностью, неизвестном ранее эффекте автоволнового распространения полос локализованной большой пластической деформации при кручении (в условиях квазистатического нагружения) с реализацией в приповерхностных слоях цилиндрических образцов процессов деформации со скоростями 10^2 - 10^3 с⁻¹, что соответствует динамическому нагружению (!).

Рассмотрено аномальное поведение прочностных характеристик субмикроструктурных материалов (на примере СМК – никеля) в области высоких скоростей нагружения, проявляющееся в существенно более низком сопротивлении пластической деформации по сравнению с соответствующим для крупнозернистых материалов. Показано, что ударно-волновое нагружение (пиковое давление до 40 ГПа) приводит к существенному измельчению зерна в крупнозернистых материалах (порядка 70 мкм) и практически не меняющемуся размеру зерен при исходном зерне порядка 200нм.

Особое внимание уделено уникальным возможностям поверхностного воздействия фемтосекундным лазерным облучением, позволяющим проводить обработку внешней поверхности без существенного разогрева обрабатываемых материалов или изделий, что очень важно для наноструктурированных и субмикроструктурных металлов и сплавов, обладающих пониженной термической стабильностью.

Приведены данные комплексного исследования влияния структуры и фазового состава на механические свойства жаропрочных сплавов системы Ni-Cr-W, полученных обычными металлургическими методами, а также с использованием самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в сочетании с литьем под давлением (метод СВС-металлургии). Установлено, что полученный методами СВС-

металлургии сплав-аналог с последующей механико-термической обработкой характеризуется улучшенными механическими свойствами, в том числе повышенной жаропрочностью.

Результаты исследования закономерностей формирования и термической стабильности структуры и механических свойств жаропрочных сплавов систем Ni-Cr(X) и Fe-Cr(X), полученных с использованием аддитивных технологий (АТ) (методом прямого лазерного выращивания, селективного лазерного плавления), в сравнении со сплавами-аналогами, полученными по обычной металлургической технологии. Исследованы структура, фазовый состав и механические свойства жаропрочных сплавов систем Ni-Cr(X) и Fe-Cr(X), полученных методом прямого лазерного выращивания и селективного лазерного плавления. Установлено, что в сплавах, полученных методом прямого лазерного выращивания, формируется ячеистая структура и образуются мелкие поры размером до 200 нм, в отличие от сплавов, полученных селективным лазерным плавлением, где образуется неоднородная структура с глобулярной и пластинчатой морфологией с крупными порами размером порядка 5 мкм и областями частичного спекания. Выявлена возможность реализации эффекта нанофазного упрочнения за счет присутствия в материале наноразмерных частиц силицидов хрома.

Показано, что механические свойства исследуемых материалов, полученных различными методами аддитивных технологий, сопоставимы с традиционно выпускаемыми аналогами российских и зарубежных сплавов при комнатной температуре и сильно проигрывают традиционным при испытаниях при повышенных температурах. Проведение дополнительного отжига (1 час при температуре 1000 °С) сплавов на основе системы Ni-Cr(X) не приводит к снижению его прочностных характеристик при испытаниях на растяжение при комнатной температуре.

На примере поверхностно - модифицированных титана и его сплавов демонстрируется использование СМК материалов для изготовления медицинских имплантатов для травматологии и деталей конструкций протезов крупных суставов.

Работа подготовлена при поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 32 «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий» и тематической карты фундаментальных научных исследований РАН № 0089-2015-0222.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ ПИТАЮЩЕГО КОМПОНЕНТА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ЛАТЕКСНЫХ ОПЛЕТЕННЫХ НИТЕЙ

Буткевич В.Г., Лебёдкин А.С., Федорова Е.А.

*Витебский государственный технологический университет, г. Витебск,
Республика Беларусь*

Технологии формирования нитей достаточно разнообразны. Это обусловливается тем, что процесс прядения непрерывен, хотя волокна имеют различную длину, хаотично расположены в продукте и связаны между собой силами трения и сцепления.

Авторами разработана, создана и используется в производственных условиях машина для производства латексных оплетенных нитей. В качестве машины-прототипа была использована машина ОРМ-1. Технологическая и конструкторская новизна заключалась в изменении конструкций веретен, тормозных и раскладывающего устройств, установка механизма подачи латексной ленты в рабочую зону веретен.

Общий вид машины представлен на рисунке 1.



Рисунок 1 – Общий вид машины для производства латексных оплетенных нитей

Технологическая схема машины представлена на рисунке 2. Машина для получения латексных оплетенных нитей состоит из узла для деления ленты латексных нитей на одиночные стренги, узла для подачи элементарных стренг в рабочую зону веретен, узла для формирования многокомпонентной латексной оплетенной нити, узла для формирования бобины с нитью.

Узел для деления ленты латексных нитей на одиночные стренги состоит из прутков для предварительного натяжения ленты 1, питающей пары 2, гребёнки-делителя 3, оттяжной пары 4. Узел для подачи элементарной стренги в рабочую зону состоит из направляющих глазков для подвода каждой стренги к линии веретен (на рисунке 1 не показаны), направляющего вала 5, питающей пары 6. Узел для формирования латексной оплетенной нити состоит из соосно установленных полых веретен 7 и 8, подшипниковых узлов 9, направляющих глазков 10, катушек с нитями оплетки 11 и 12. Узел для формирования бобины с нитью состоит из вытяжной пары 13, направляющего прутка 14, раскладчика 15, мотального барабана 16.

Машина работает следующим образом. Лента латексных нитей (состоит из 40 элементарных стренг) 17 поступает из коробки 18, распрямляется и получает предварительное натяжение при движении через прутки 1. Питающая пара 2 подает ленту к гребенке 3, где она разделяется на 40 элементарных нитей 19 и выводится оттяжной парой 4, поступает при помощи направляющего вала 5 и питающей пары 6 к полую веретену 7. Полое веретено 7 вращается на подшипниках 9. На полых веретенах 7 и 8 установлены катушки с нитями оплетки 11 и 12. Латексная нить 19 проходит через канал веретена 20 и в зоне глазка 10 к ней прикручивается нить оплётки 21. Сформированный продукт проходит через канал 25 полого веретена 8 и в зоне глазка 10 к нему прикручивается нить оплетки 22, где и получается латексная

оплетенная нить 23. Эта нить вытяжной парой 13 через прутки 14 и раскладчик 15 поступает на барабан 16, который формирует бобину 24.

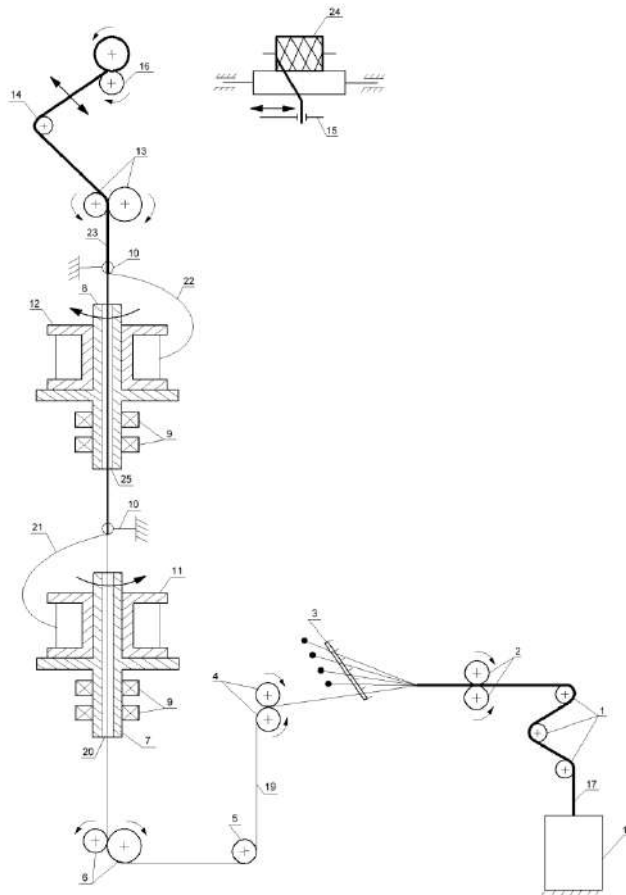


Рисунок 2 – Машина для получения латексных оплетенных нитей

На рисунке 3 предоставлена схема движения латексной нити в зоне питающей пары. На схеме: 1 - питающий вал, 2 - самогрузный валик, 3 - латексная нить, 4 - направляющая рамка.

На рисунке 4 представлена расчётная схема для определения натяжения латексной нити в зоне питания.

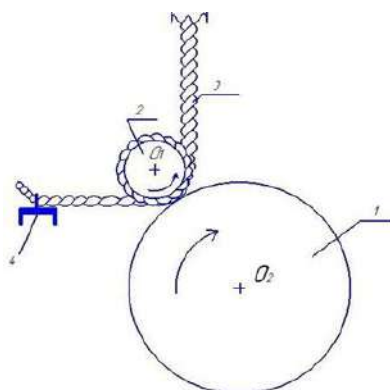


Рисунок 3 – Схема движения латексной нити в зоне питающей пары

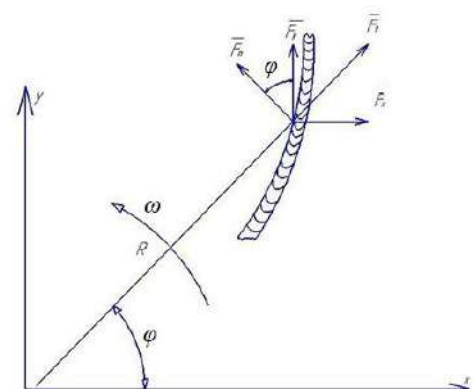


Рисунок 4 – Схема для определения натяжения латексной нити в зоне питания

Проведя необходимые расчеты и математические преобразования получен интеграл натяжения нити (1), а также формула постоянной C (2)

$$\int f(\theta)d\theta = C - \frac{1}{2}f_0\omega^2R^2, \quad (1)$$

$$C = \frac{1}{3}Rf_0\omega R. \quad (2)$$

Постоянная С полагает, что в начальный момент времени один конец нити закреплен, а другой свободен, то есть на него не действует сила натяжения.

Полученные расчетные формулы (1) и (2) позволяют определить натяжение нити, а так же построить кривую, образованную нитью при ее движении по сборной поверхности.

Разрывная нагрузка является одной из основных характеристик нити и влияет на стабильность технологического процесса ее формирования в целом. Сравнение разрывной нагрузки латексной нити (полученной экспериментальным путем) с теоретически полученными значениями натяжения позволяет прогнозировать число обрывов нити и оптимизировать технологию получения латексной оплетенной нити.

Были построены графики зависимости натяжения латексного сердечника в зоне между питающей парой и нижним полым веретеном от общей скорости прохождения нити через зону формирования, которая определяется частотой вращения нижнего питающего цилиндра при сохранении значений общей вытяжки.

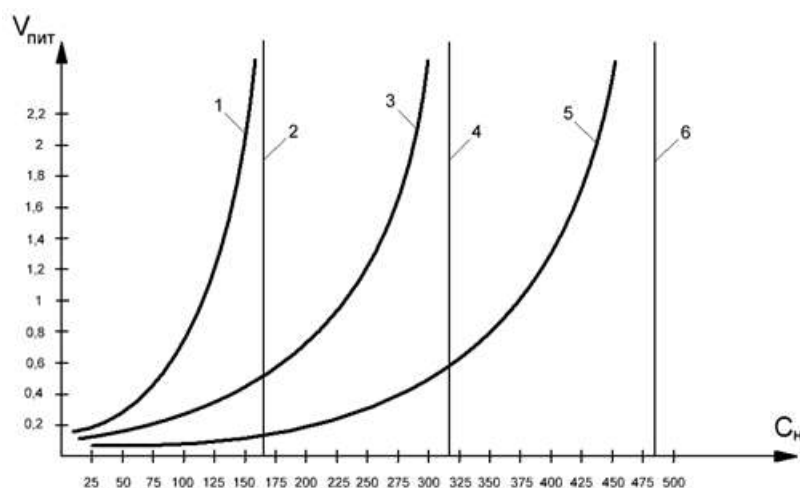


Рисунок 5 – Графики зависимости натяжения латексного сердечника от скорости прохождения нити через зону формирования

На графике: 1 - Натяжение нити сердечника линейной плотности 27 текс в зависимости от скорости прохождения ее через рабочую зону, 2 - Разрывная нагрузка латексной нити 27 текс, 3 - Натяжение нити сердечника линейной плотности 64 текс в зависимости от скорости прохождения ее через рабочую зону, 4 - Разрывная нагрузка латексной нити 64 текс, 5 - Натяжение нити сердечника линейной плотности 92 текс в зависимости от скорости прохождения ее через рабочую зону, 6 - Разрывная нагрузка латексной нити 92 текс.

В результате работы можно сделать следующие выводы:

- Для формирования латексной оплетенной нити возможно использовать в качестве нити сердечника нити широкого диапазона линейных плотностей.
- Нецелесообразно использовать латексную нить 27 текс в качестве сердечника при значительных скоростях движения в зоне формирования.
- Увеличение линейной плотности латексной нити и сердечника повышает стабильность процесса в плане обрывности.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРЕДВАРИТЕЛЬНО СОСТАРЕННОГО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-0.4Zr

Латынина Т.А.¹, Мавлютов А.М.¹, Мурашкин М.Ю.^{2,3},
Валиев Р.З.^{2,3}, Орлова Т.С.^{1,4}

¹Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия

³Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

⁴Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
t.latynina13@yandex.ru

Алюминиевые сплавы обладают такими свойствами, как высокая электропроводность, коррозионная стойкость и легкость, благодаря чему проводники на их основе находят широкое применение в различных сферах промышленности [1]. Однако для электротехнических сплавов, используемых для линий электропередач, особенно важно сочетание высоких значений электропроводности и прочности, а также термостабильности свойств при повышении температуры эксплуатации. В последнее время перспективными материалами для удовлетворения этим требованиям считаются сплавы на основе Al, легированные 0.1-0.4 мас.% Zr [1]. Такое содержание циркония при старении сплавов в интервале температур 300–450 °С обеспечивает формирование дисперсных наноразмерных частиц Al₃Zr метастабильной фазы L1₂, что приводит к хорошей термостабильности свойств при температурах до 150–230 °С [2,3]. Однако сплавы системы Al-Zr имеют невысокую прочность [2]. Для ряда сплавов на основе Al, например, сплавов системы Al-Mg-Si, методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют существенно повысить механические свойства за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [4]. Однако комплексных исследований влияния ИПД на физико-механические свойства Al-Zr сплавов до сих пор не проводилось.

В нашей предыдущей работе [5] было описано влияние предварительного старения и последующей обработки интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК) на микроструктуру и физико-механические свойства сплава Al-0.4Zr. В ходе испытаний на термостойкость был обнаружен значительный эффект упрочнения отжигом [5]. Целью настоящей работы является детальное исследование влияния дополнительного кратковременного отжига на микроструктуру и функциональные свойства сплава Al-0.4Zr (мас.%), предварительно подвергнутого длительному высокотемпературному старению и последующей обработке ИПДК.

Исходный сплав Al-0.4Zr, полученный методом непрерывного литья и прокатки, был состарен при температуре 375 °С в течение 60 ч, структурирован ИПДК под давлением 6 ГПа на 10 оборотов при комнатной температуре (далее образцы AG-NPT). Затем образцы AG-NPT дополнительно отжигались при температуре 230 °С в течение t=1-5 ч (далее образцы AG-NPT-AN(t)).

Микроструктура образцов изучалась с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА), дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для исследования механических свойств проводились испытания на одноосное растяжение и измерялась микротвердость по методу Виккерса. Электрическое сопротивление измерялось стандартным четырехточечным методом в температурном интервале 77–300 К. Более подробно экспериментальные методики описаны в [6].

На рис.1а показана зависимость микротвердости (H_V) от времени отжига (t) при температуре 230 °С, при которой было получено максимальное повышение прочностных свойств [5]. Максимальное повышение микротвердости достигается при отжиге в течение 3 ч и составляет 15%. На рис.1б приведены диаграммы растяжения. Увеличение условного предела текучести составило 43 и 55%, предела прочности 20 и 38% для состояний AG-HPT-AN(1) и AG-HPT-AN(3), соответственно. Деформация до разрушения в результате отжига в обоих случаях уменьшилась примерно на 30%, но осталась на достаточно высоком уровне $\approx 18\%$. При этом отжиг в течение 1 ч привел к повышению электропроводности (ω) на 4%, а в течение 3 ч к понижению ω на 9%.

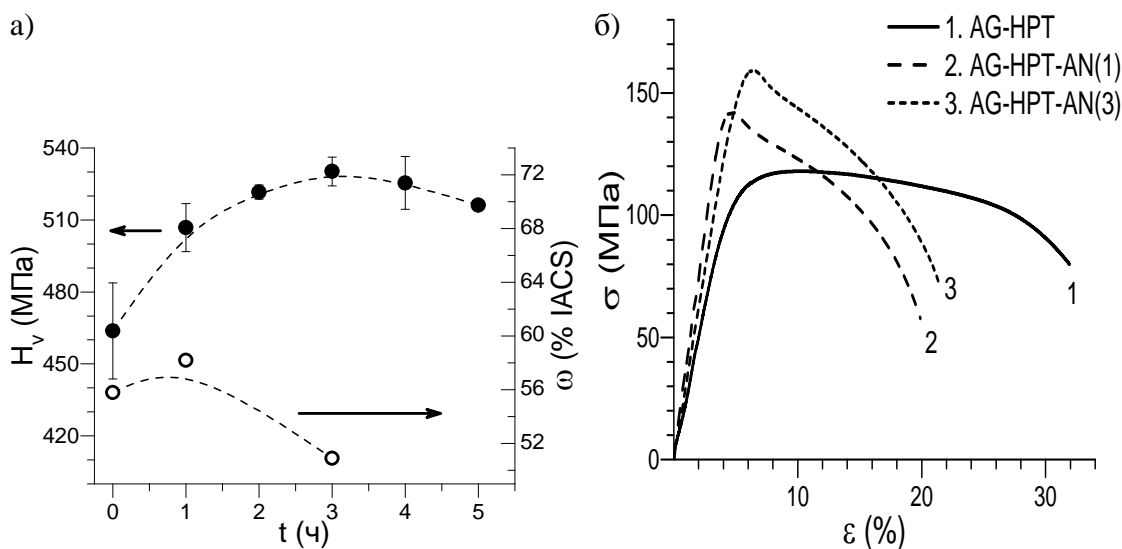


Рисунок 1 - (а) – Зависимости микротвердости (H_V) и электропроводности (ω) от времени отжига (t) для УМЗ сплава Al-0.4Zr, предварительно состаренного и обработанного ИПДК; (б) – диаграммы напряжение-деформация для состояний AG-HPT, AG-HPT-AN(1) и AG-HPT-AN(3).

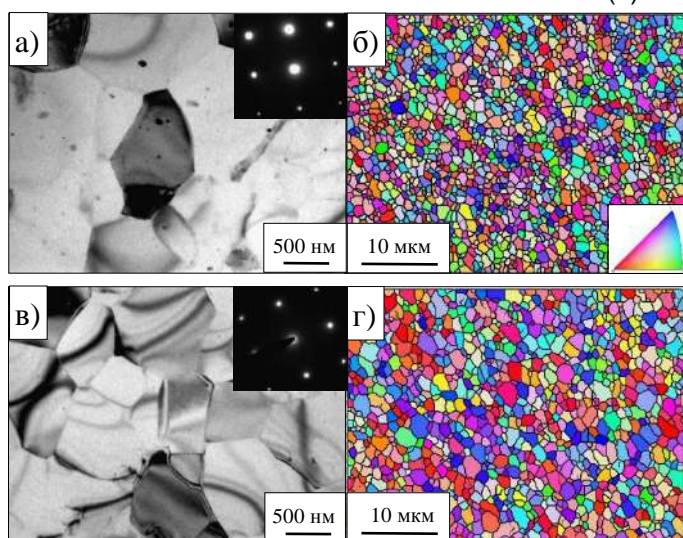


Рисунок 2 - Типичная микроструктура, дифракционные картины и карты ДОРЭ для УМЗ сплава Al-0.4Zr, предварительно состаренного и обработанного ИПДК, после отжига в течение 1 ч (а, б) и в течение 3 ч (в, г).

На рис. 2 представлены изображения ПЭМ и карты ДОРЭ, демонстрирующие типичную микроструктуру предварительно состаренного и структурированного методом ИПДК сплава Al-0.4Zr после дополнительных отжигов в течение 1 и 3 ч. В обоих случаях микроструктура представлена равноосными зернами со средним размером около 1150 нм, что несколько превышает размер зерна в состоянии после обработки ИПДК (950 нм). В результате отжига также повышается доля большеугловых границ зерен (БУГЗ) с 78 до 85%. Такое небольшое увеличение размера зерна и доли БУГЗ предположительно является

результатом отжига малоугловых ($\leq 2^\circ$) границ зерен (ГЗ) дислокационного характера. По данным ПЭМ отжижки не привели к заметному изменению размеров

и распределения частиц вторичной фазы, как и в состоянии до отжига их количество невелико и распределение неравномерно.

На основе микроструктурных данных были проведены оценки вкладов возможных механизмов в общее упрочнение, которое является их суперпозицией:

$$\sigma_{0.2}^{th} = \sigma_0 + \sigma_{SS} + \sigma_{dis} + \sigma_{GB} + \sigma_{Or}, \quad (1)$$

где $\sigma_0=10$ МПа – напряжение Пайерлса-Набарро для кристаллической решетки Al, σ_{SS} – твердорастворное упрочнение, σ_{dis} – дислокационное упрочнение, σ_{GB} – зернограничное упрочнение и σ_{Or} – упрочнение частицами вторичной фазы по механизму Орована. Как было показано в [5], упрочнение по механизму Орована подавляется в образцах AG-НРТ, и, следовательно, не учитывалось и для состояний после отжигов. Остальные вклады рассчитывались аналогично [5]. Диаграммы с результатами полученных оценок приведены на рис. 3 в сравнении с экспериментально измеренными значениями условного предела текучести. Полученное различие экспериментальных и теоретических данных может быть обусловлено релаксацией неравновесных ГЗ подобно тому, как это наблюдалось для технически чистого Al [7]. Однако для сплава Al-0.4Zr не исключено и влияние образования возможных сегрегаций на границах зерен. Для выяснения конкретной причины упрочнения отжигом в исследуемых образцах Al-0.4Zr необходимо провести исследование тонкой структуры ГЗ.

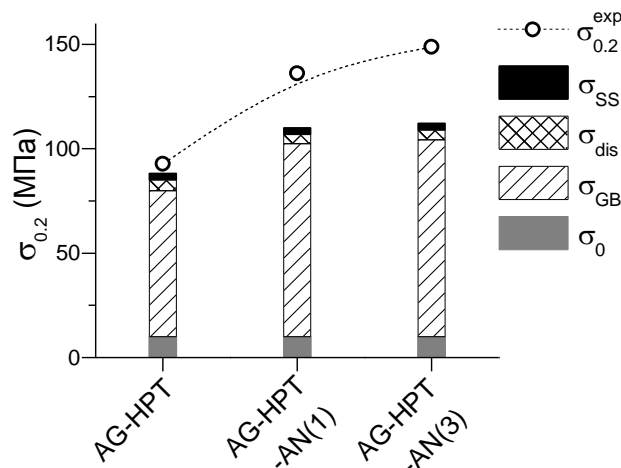


Рисунок 3 - Диаграмма вкладов возможных механизмов в упрочнение ($\sigma_{0.2}^{th}$): твердорастворного (σ_{SS}), дислокационного (σ_{dis}), зернограничного (σ_{GB}), напряжения Пайерлса-Набарро (σ_0) и экспериментальные значения ($\sigma_{0.2}^{exp}$) для состояний AG-НРТ, AG-НРТ-АН(1) и AG-НРТ-АН(3)

Список литературы

1. Д.И. Белый. Кабели и провода, 1(332), с. 8–15 (2012).
2. N.A. Belov, A.N. Alabin, I.A. Matveeva, D.G. Eskin. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 25(9), p. 2817–2826 (2015).
3. K.E. Knipling, D.C. Dunand, D.N. Seidman. Acta Mater., 56(1), p 114–127 (2008).
4. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. Prog. Mat. Sci., 45, p. 103–189 (2000).
5. T.S. Orlova., A.M. Mavlyutov, T.A. Latynina, E.V. Ubyivovk, M.Yu. Murashkin, R. Schneider, D. Gerthsen, R.Z. Valiev. RAMS, 55(1) (2018).
6. A.M. Mavlyutov, A.S. Bondarenko, M.Yu. Murashkin, E.V. Boltynjuk, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. JALCOM, 698, p. 539–546 (2017).
7. А.М. Мавлютов, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев, Т.С. Орлова. ФТТ, 59(10), с. 1949–1955 (2017).

**АЗОТИРОВАНИЕ И НАНЕСЕНИЕ ОСОБО ТВЕРДЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ЕДИНОМ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ЦИКЛЕ**

Чекан Н.М., Акула И.П., Горельчик А.Н.
Физико-технический институт НАН Беларуси
ул. Купрэвича, 10, Минск, Беларусь
Email pec@bas-net.by

Введение

Одним из эффективных способов повышения качества металлообрабатывающего инструмента и увеличения его рабочего ресурса является разработка новых методов упрочнения и придание специальных свойств поверхности с использованием определенных приемов инженерии поверхности. Современные технологии химического и физического осаждения покрытий из паровой фазы позволяют поднять твердость поверхности инструмента до уровня (25–30) ГПа при твердости основы из высоколегированных инструментальных сталей порядка (0,8–1,0) ГПа или твердых сплавов на основе вольфрамокобальтовых керамик (16–18) ГПа. В последние годы активно исследуются композиционные покрытия, содержащие наноразмерные кристаллиты нитридов переходных металлов и их твердых растворов или интерметаллидов, окруженные матрицей аморфных материалов, нерастворимых в кристаллических нитридах или карбонитридах [1,2].

Сверхтвердые покрытия особо эффективно проявляют себя при высокоскоростной обработке закаленных сталей, никелевых сплавов и высокопрочных чугунов [3]. Существенным недостатком особо твердых и сверхтвердых покрытий является их высокая хрупкость [4]. Предпринимаются попытки создания покрытий, которые наряду с высокой твердостью могли бы обладать достаточной устойчивостью к трещинообразованию. Это относится к многослойным и композиционным покрытиям, сочетающим твердые и сравнительно мягкие слои [4]. Однако более эффективным представляется другой путь. Хрупкость твердых покрытий проявляется при существенной деформации основы в ходе эксплуатации инструментов, на которую нанесены покрытия. Слабая сопротивляемость покрытий прогибу приводит к их растрескиванию. Поэтому актуальной задачей является упрочнение приповерхностных слоев инструмента перед нанесением покрытий, одним из таких способов является азотирование сталей. Практически все установки для физического осаждения покрытий снабжены ионными источниками для очистки поверхности изделий перед нанесением покрытия, что позволяет проводить ионно-лучевое азотирование при помощи уже имеющегося оборудования в одном вакуумном цикле с нанесением покрытия.

Оборудование для азотирования, получения и исследования покрытий

Исследования по азотированию и нанесению покрытий выполнялись на вакуумной установке УВНИПА-1-001. В качестве основы использовались образцы из инструментальной стали Р18. Для эксперимента по азотированию приповерхностных слоев инструментальных сталей применялся ионный источник типа "Радикал" с ускоряющим анодным слоем, работающим по схеме ускорителя с азимутальным дрейфом электронов. В таких устройствах реализован принцип бездиссипативного ускорения ионов самосогласованным электромагнитным полем [5]. Для азотирования образцов стали Р18 был собран специальный стенд. Образцы располагались на металлическом подложкодержателе под углом 60° к оси ионного источника. Нагрев

осуществлялся при помощи инфракрасной лампы мощностью 500 Вт. Для контроля температуры использовалась градуированная термopара, находящаяся в контакте с одним из образцов. В экспериментах по азотированию варьировались ускоряющее напряжение, ионный ток, напряжение смещения, температура, время, состав и давление газовой смеси.

Покрытие карбонитрида циркония (ZrNC) формировалось на предварительно проазотированной поверхности инструментальной стали с использованием метода катодно-дугового осаждения. Перед формированием покрытия поверхность образцов обрабатывалась ускоренными ионами аргона для удаления поверхностных загрязнений. Ионная очистка велась с использованием источника «Радикал» при следующих параметрах: давление аргона $1,1 \times 10^{-2}$ Па, ускоряющее напряжение 3500 В, ускоряющий ток 60 мА, время обработки 10 минут. Параметры осаждения покрытия были следующими: ток дуги 90 А, давление азота $1,8 \times 10^{-2}$ Па, напряжение смещения на основе -100 В, время осаждения 10 минут, затем в камеру дополнительно подавался ацетилен при скорости подачи $10 \text{ см}^3/\text{мин}$ в течение 5 минут. Общее давление в вакуумной камере составляло $2,1 \times 10^{-2}$ Па. Толщина осажденного покрытия 1,0-1,5 мкм.

Исследование пространственного распределения ионного тока азота проводилось по методу электрических зондов Ленгмюра, в качестве зондов использовались плоские диски с диаметром 7 мм и толщиной 0,1 мм. Изучение фазового состава полученных образцов выполнялось методом рентгеноструктурного анализа. Рентгенограммы были сняты на установке ДРОН-2 с автоматическим сканированием, в интервале углов $(10-100)^\circ$, рентгеновское излучение $\text{Cu-K}\alpha$ $1,54 \text{ \AA}$. Химический состав исходных образцов стали исследовался с помощью энергодисперсионного микронзондового анализа (Philips SEN-15). Для измерения твердости тонкого приповерхностного слоя использовался микротвердомер ПМТ-3 с индентором Кнупа при нагрузке 50 г, времени выдержки 10 с. Трибологические испытания проводились на приборе, работающем по схеме "палец-диск" с двумя контртелами: шарик из стали ШХ15 и шарик из сплава ВК6. Диаметр контртел составлял 5,5 мм, нормальная нагрузка 1 Н, радиусы вращения 5 мм для ШХ15 и 12 мм для ВК6, скорость вращения 80 об/мин, время испытания 40 минут. Профили дорожек трения исследовались при помощи профилографов мод. 254 и Taylor Hobson. Износ контртела определялся на цифровом оптическом микроскопе «OLIMPUS» по размерам площадки на изношенной стороне шарика. Оценка адгезии производилась на скрэтч-тестере модели JLST022, оснащенном оптическим микроскопом, позволяющим визуально определять момент начала образования трещин и интенсивного разрушения покрытия и соответствующую величину нагрузки. Использовался алмазный индентор Роквелла с радиусом закругления при вершине 200 мкм.

Результаты и обсуждение

Для выбора оптимальных режимов азотирования была проведена серия экспериментов по определению энергетических параметров и пространственного распределения ионного пучка. Варьируемыми параметрами являлись ускоряющее напряжение и давление рабочего газа.

В камере были расположены восемь зондов Ленгмюра с шагом 15 мм таким образом, чтобы первый зонд находился напротив геометрического центра ионного источника, а последний выходил за радиус его эффективной работы. Измерения проводились на расстояниях 50 мм, 150 мм и 200 мм от ионного источника при

различных ускоряющих напряжениях: 2 кВ, 3 кВ и 4 кВ, и давлениях азота: 6.5 мПа, 8.0 мПа и 10 мПа.

Результаты измерений представлены на рисунке 1, из которого видно, что ионный поток имеет форму конуса с минимальной интенсивностью у оси симметрии источника. По мере удаления от источника ионный поток постепенно становится более однородным, что выражается в уширении пиков плотности ионного тока, и охватывает практический весь объем вакуумной камеры, однако его интенсивность при этом сильно снижается.

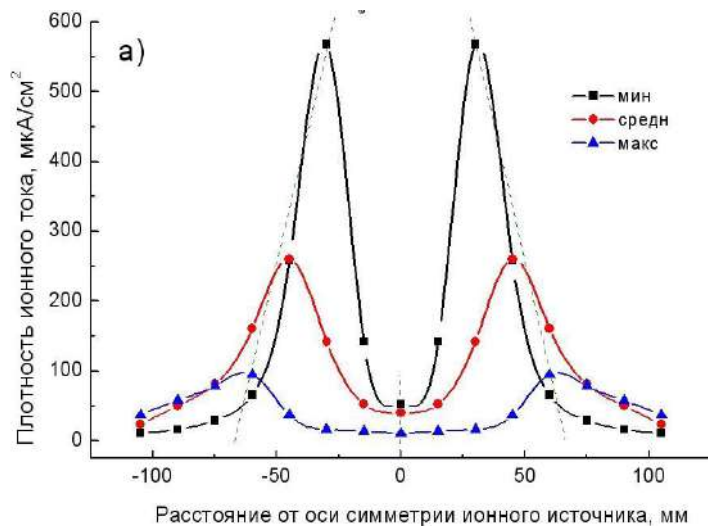


Рисунок 1 - Пространственное распределение ионного тока при ускоряющем напряжении 2 кВ и давлении азота 8.0 мПа. Расстояние до ионного источника: мин – 50 мм, средн. – 150 мм, макс. 200 мм.

сильно снижается.

Изменение давления азота в диапазоне (6,5–10) мПа при постоянном ускоряющем напряжении 2 кВ приводит к постепенно замедляющемуся росту интенсивности ионного потока на зонд. Выход на насыщение ионного тока при увеличении давления азота в пределах указанного диапазона не наблюдается, что говорит о достаточной мощности ионного источника и возможности дальнейшего увеличения интенсивности азотирования за счет повышения парциального давления рабочего газа. Повышение ускоряющего напряжения с 2 кВ до 4 кВ приводит к монотонному

увеличению интенсивности ионного потока. Приведенные выше данные позволяют рассчитать телесный угол расходимости пучка, который составляет 0,115 стерadians. Таким образом, при азотировании следует размещать обрабатываемые детали в области наиболее плотного потока на расстоянии, обеспечивающем достаточную равномерность обработки по всей площади. Планетарное движение обрабатываемой детали повышает равномерность ионной обработки поверхности.

Химический состав исходного образца стали P18 представлен следующими элементами: Fe 73,98 ат.%, W 18,1 ат.%, Cr 4,52 ат.%, V 1,32 ат.%, Mo 1,13 ат.% и Si, Cu, Ni < 1 ат.%. Фазовый состав контрольного образца из стали P18 представлен фазами α -Fe и карбида $(Fe, Me)_6C$, где Me – легирующие металлы. Для образцов, обработанных при ускоряющих напряжениях 2 кВ и 3 кВ, наблюдается незначительный рост относительных интенсивностей дифракционных пиков карбидной фазы за счет растворения в ней азота и увеличения ее содержания. Для образца, азотированного при ускоряющем напряжении 4 кВ, рост содержания фазы $(Fe, Me)_6(C, N)$ происходит интенсивнее. Наиболее интересные результаты были получены для образца, обработанного в газовой смеси азота и ацетилена при ускоряющем напряжении 4 кВ. На его дифрактограмме были обнаружены пики фаз $(Fe, Cr)_2 N_{1-x}$ и $\beta-W_2N$, при этом отмечен примерно двукратный рост карбонитридной фазы $(Fe, Me)_6(C, N)$. Добавление ацетилена привело к образованию новых нитридных фаз. Это свидетельствует о том, что ацетилен повышает восприимчивость стали P18 к азотированию, возможно за счет того, что в его составе имеется водород, который, взаимодействуя с обрабатываемой

поверхностью, восстанавливает и удаляет оксиды, тем самым способствует образованию нитридных фаз.

Твердость исходной стали составила 1,17 ГПа. Образцы, азотированные при ускоряющем напряжении 2 кВ и 3 кВ, показали твердость, сопоставимую с твердостью контрольного образца, в то время как твердость образцов, азотированных при ускоряющем напряжении 4 кВ, составила 1,56 ГПа (в атмосфере азота) и 1,51 ГПа (в атмосфере азота с ацетиленом). Очевидно, что при ускоряющем напряжении 4 кВ энергия ионов достаточно велика для внесения существенных изменений в приповерхностные слои стали и формирования новых фаз. Схожие результаты были получены в работе [6], где твердость стали Р6М5 изменялась в пределах (1,00-1,58) ГПа в зависимости от режима азотирования.

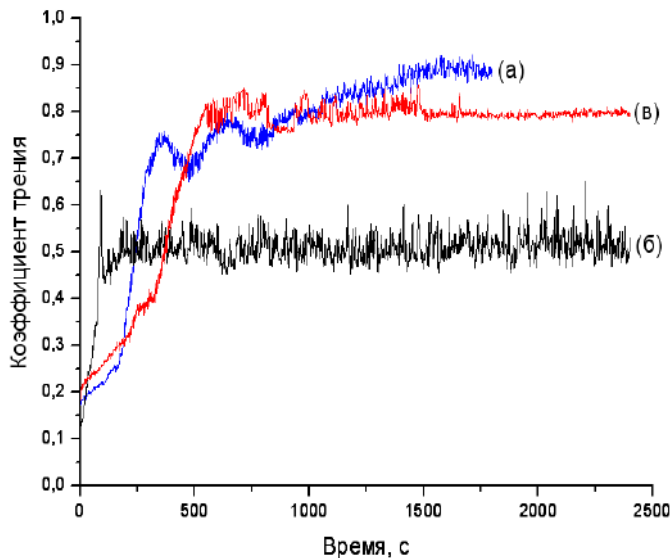


Рисунок 2 – Зависимость коэффициента трения от времени для исходного образца Р18 в паре с контртелом из ШХ15 (а), азотированного при ускоряющем напряжении 4 кВ в паре с контртелом из ШХ15 (б) и в паре с контртелом из сплава ВК6 (в)

Трибологические испытания показали, что для всех азотированных образцов временная зависимость коэффициента бессмазочного трения имеет примерно одинаковый вид. На рисунке 2 представлены типичные кривые коэффициента трения исходного и азотированного образцов при ускоряющем напряжении 4 кВ. При использовании контртела ШХ15 в самом начале наблюдается приработка трущихся поверхностей, после чего коэффициент трения устанавливается на уровне 0,5-0,65. При этом для контрольного образца коэффициент трения стабилизировался примерно на уровне 0,85. Износа азотированной

поверхности образца практически не наблюдается, в то время как износ контртела существенно отличается при трении с различными образцами. Так для образца, азотированного при ускоряющем напряжении 2 кВ, удельный объемный износ контртела составил $5,3 \times 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Нм}$, а для образца, азотированного при ускоряющем напряжении 4 кВ, составил $23,0 \times 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Нм}$, что коррелирует с результатами измерения твердости. Объемный износ этих же образцов по контртелу ВК6 составил $12,9 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Нм}$ и $1,6 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Нм}$.

Твердость композиционного тонкопленочного материала ZrCN, нанесенного на предварительно азотированную поверхность образцов стали Р18, составляет около (28-30) ГПа [7]. При определении адгезии покрытия к основе с использованием методик скретч-тестирования алмазный индентор проходил расстояние 15 мм с монотонно возрастающей нагрузкой от 1 Н до 70 Н. Оценка адгезии производилась по таким параметрам, как появление устойчивого сигнала датчика акустической эмиссии, появление трещин в покрытии под индентором, образование сколов в покрытии рядом с царапиной, отслоение покрытия в царапине. Для всех азотированных образцов наблюдается значительное увеличение нагрузки образования сколов (30,8 Н-67,5 Н) по

сравнению с исходным образцом (21,8 Н). При этом полное удаление покрытия под индентором происходит при нагрузке 25,5 Н для контрольного образца, а на азотированных образцах при нагрузках 55,3 Н – 68,1 Н. Лучший результат показал образец, обработанный ионами азота при ускоряющем напряжении 4 кВ. Сигнал от датчика акустической эмиссии появился при нагрузке 51,2 Н (7,4 Н для исходного образца), что говорит о высокой устойчивости к трещинообразованию нанокomпозиционного покрытия ZrCN на азотированной поверхности основы.

Заключение

В ходе выполненных исследований определены оптимальные параметры ионно-лучевого азотирования поверхности инструментальной стали P18, позволяющие достичь максимальной твердости. Установлено, что при ионно-лучевом азотировании происходит формирование нитридных фаз $(Fe, Cr)_2N_{1-x}$ и $\beta-W_2N$ при практически двукратном увеличении объемной доли фазы $(Fe, Me)_6(C, N)_{1-x}$. При этом происходит рост твердости поверхностного слоя основы приблизительно на 30%, и уменьшение коэффициента бессмазочного трения в 1,3 раза. Азотирование способствует увеличению адгезии нанокomпозиционных покрытий ZrCN к основе и повышает их устойчивость к трещинообразованию. Полученные результаты позволили разработать гибридную технологию поверхностного упрочнения инструментальной стали P18, включающую в себя нанесение покрытия ZrCN с предварительным ионно-лучевым азотированием в едином вакуумном цикле.

По данной технологии изготовлена опытная партия сверл, испытания которых в условиях производства на УП "Цветлит" (Гродно) показали увеличение срока службы в 2,1 раза по сравнению с исходным инструментом.

Список использованных источников

1. Шулаев В.М., Андреев А.А. Сверхтвердые наноструктурные покрытия в ННЦ ХФТИ / ФІП ФІП PSE – 2008, – Т. 6, – С. 4–19.
2. Stan Veprek, Maritza G.J. Veprek-Heijman, Pavla Karvankova, Jan Prochazka Different approaches to superhard coatings and nanocomposites / Thin Solid Films – 2005 – V.476 – P.3 –29.
3. Stan Veprek, Maritza J.G. Veprek-Heijman Industrial applications of superhard nanocomposite coatings / Surface & Coatings Technology – 2008 – V.202 P.5063–5073.
4. Малагин Г.А. Пластичность и прочность микро- и нанокристаллических материалов / Физика твердого тела – 2006 – Т. 49 – С. 961-982.
5. Духопельников Д. В., Воробьев Е. В., Ивахненко С. В. Исследование и оптимизация характеристик ионного источника ИИ-200 / Наука и образование, 2011, № 10, с. 1-7
6. Каплун В. Г., Каплун П. В. Ионное азотирование в безводородных средах : монография / Хмельницький : ХНУ, 2015. – 318 с.
7. Чекан Н.М., Онысько С.Р., Акулич В.В., Акула И.П., Ладутько Е.В., Логуновская Н.В. Упрочняющие градиентные покрытия на основе карбонитридов циркония для штамповой оснастки / Современные методы и технологии создания и обработки материалов. Материалы IV Международной научно-технической конференции. 19-21 октября 2009 г., Республика Беларусь, Минск, Книга 3, С. 185-190.

**ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ
ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ
НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПОПЕРЕЧНОВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ**

В.А.Андреев,^{1,2} В.С.Юсупов,² М.М.Перкас.,² С.А.Бондарева³

¹ «Промышленный центр «МАТЭК-СПФ», Москва, andreev.icmateks@gmail.com

² ИМЕТ РАН, Москва, vl-yusupov@mail.ru

³Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

С целью оптимизации технологии вакуумно-индукционной плавки и обеспечения требуемого качества продукции предприятия «Промышленный центр (ПЦ) МАТЭК-СПФ» исследован процесс получения цилиндрических слитков из сплавов с памятью формы на основе никелида титана для последующей пластической деформации на станах поперечно-винтовой прокатки (ПВП). На основании проведенных исследований изменён технологический режим выплавки в вакуумно-индукционных печах УППФ-3М российского производства. Показано, что предлагаемая технология позволяет получать заготовки требуемого качества.

Одним из этапов получения полуфабрикатов и изделий из сплавов с памятью формы на основе никелида титана различных составов [1] является ПВП. Исходной для такой прокатки является литая цилиндрическая заготовка 90-120 мм.

Изготовление цилиндрических слитков сплавов на основе никелида титана - одна из наиболее ответственных операций в технологическом цикле производства полуфабрикатов, во многом определяющая функциональные и другие свойства готовых изделий (рис.1).

Сложность процесса изготовления слитков обусловлена следующими факторами:

1. Необходимость получения слитка с допуском по химическому составу никеля не более $\pm 0,1$ % (изменение содержания никеля на 0,1% в интервале от 54,8 до 56,0 % влияет на изменение температуры конца аустенитного превращения Ак в диапазоне 10°C).
2. Необходимость однородности химического состава по сечению слитка (наличие неоднородности может привести к колебанию функциональных свойств в объеме различных партий полуфабрикатов, полученных из одной плавки).
3. Высокая химическая активность титана требует проведения плавки сплавов на основе никелида титана в вакууме или защитной атмосфере.
4. Необходимость изолировать расплав от взаимодействия с материалом тигля либо максимально снизить взаимодействие между ними из за высоких требований к наличию примесей в химическом составе.
5. Обеспечение достаточно высокой скорости кристаллизации для снижения ликвационных процессов, чтобы обеспечить возможность формирования «здорового» тела однородного слитка [2].

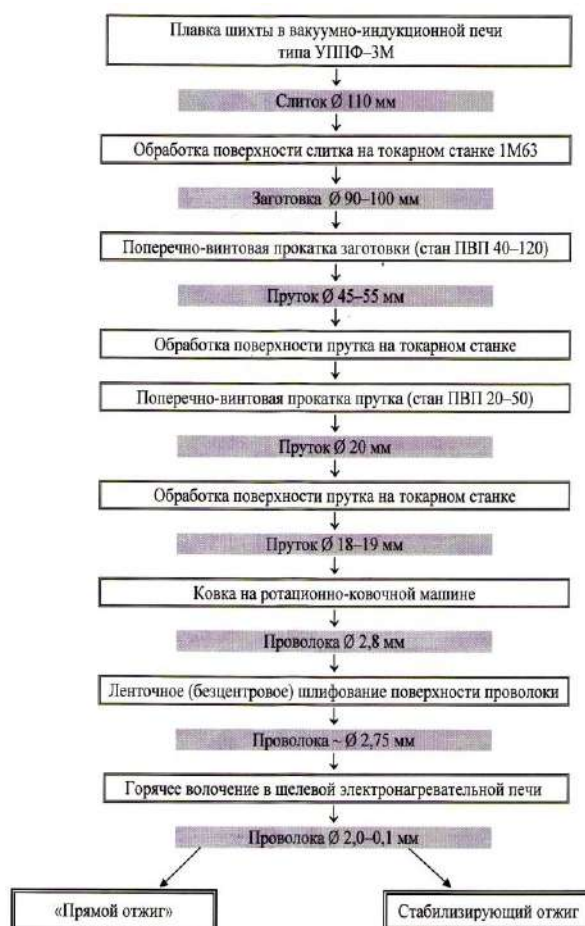


Рисунок 1- Технологическая схема производства полуфабрикатов из сплавов никелида титана Промышленного центра МАТЭК-СПФ [3].

На основании исследования слитков первых опытных 10 плавков были разработаны технические рекомендации по:

- обрезке литниковой части;
- способам обнаружения и удаления раковин и подобных дефектов;
- обточке слитков и отбору проб на химический анализ.

На основе этого в дальнейшем были составлены ТИ (технологические инструкции).

Признано целесообразным изменить оснастку. В частности использовать чугунные изложницы с разъёмным утеплителем и заливную чашу специальной конструкции. Положительный опыт использования такой оснастки привел к дальнейшему развитию этого направления - было принято решение использовать разъёмные графитовые изложницы.

Для оптимизации процесса заливки были разработаны чаши-питатели с различным диаметром отверстия для того, чтобы жидкий металл заполнял изложницу через питатель, по типу сифонной разливки стали. Такой способ предотвращал размывку стенок графитовой изложницы и попадания углерода в расплав [3].

В технологию выплавки были добавлены несколько этапов. В частности, этап прогрева шихты при средней мощности, чтобы избежать скачкообразных неуправляемых процессов при начале экзотермической реакции и расплавления. Также была снижена максимальная температура расплава и температура расплава перед сливом для меньшего взаимодействия расплава с материалом тигля и оснастки.

Увеличили время выдержки слитка в изложнице при вакууме для оптимизации формирования тела слитка в более массивной чугунной изложнице.

Эти и другие мероприятия позволили довести массу плавки до 30 кг и получение рабочего тела слитка до 25-26 кг.

Исследования химической неоднородности слитков, полученных по рекомендованному технологическому режиму, выполнялись на рентгеновском микроанализаторе JXA-860-2. Образцы вырезались из разных участков слитка. Поверхность этих проб очищалась на ультразвуковой установке УЗДН-2Т в ацетоне. Использование программы количественного анализа состава ZAF-FLS позволило установить содержание металлических компонентов сплава при пороге обнаружения 0,2% по массе, с точностью 5%. Данные рентгеноспектрального анализа образцов, вырезанных из слитков и химического анализа газообразных примесей показали, что после внедрения результатов исследований качество продукции предприятия «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» находится на уровне мировых, в частности американских, стандартов [4].

Внедрение результатов проведенных исследований позволил:

1. Почти на 10% увеличить массу литой заготовки.
2. Снизить количество переплавов до одного.
3. Обеспечить качество продукции предприятия «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» соответствующее уровню мировых, в частности американских, стандартов.

Работа выполнена по государственному заданию №007-00129-18-00

Литература

1. Ооцука, К. Сплавы с эффектом памяти формы / К.Ооцука, К.Симидзу, Ю. Судзуки - Пер. с японск. М.: Металлургия, 1990. - 260 с.
2. Андреев В.А., Бондарев А.Б. // Науч. тр. XXXVIII Междунар. семинара «Актуальные проблемы прочности» им. В.А. Лихачева. Санкт-Петербург, 24-27 сентября 2001 г. С. 21-22. «Производственно-технологический цикл по изготовлению полуфабрикатов из никелида титана и некоторые аспекты их применения в медицине».
3. Андреев В.А., Хусаинов М.А., Бондарев А.Б. Технологические особенности получения проволоки из сплавов TiNi с эффектом памяти формы // Производство проката. 2008. №9. С.37-42.
4. Yu. Khmelevskaya, R. D. Karelin, S. D. Prokoshkin, V. A. Andreev, V. S. Yusupov, M. M. Perkas, V. V. Prosvirnin, A. N. Shelest, and V. S. Komarov / Effect of the Quasi-Continuous Equal-Channel Angular Pressing on the Structure and Functional Properties of Ti-Ni-Based Shape-Memory Alloys // Physics of Metals and Metallography, 2017, Vol. 118, No. 3, pp. 279-287.

ИЗУЧЕНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ

¹Белявин К.Е., ²Сосновский И.А., ²Худолей А.Л.

1. *Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь, dz-m@tut.by*

2. *Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь, sos3@tut.by*

В последние годы активно ведутся работы по внедрению защитных покрытий, которые обеспечивают замену материала детали с дорогостоящих дефицитных сталей на более дешевые и распространенные – низко- и среднеуглеродистые стали. Большие перспективы в этом направлении открывают технологические процессы и оборудование для нанесения износостойких покрытий методами индукционной наплавки и припекания [1-2].

Порошковые сплавы на основе железа системы Fe–Cr–B–Si для получения защитных покрытий, обладают высокой твердостью и износостойкостью, в свою очередь имеют повышенную хрупкость и пониженную устойчивость к ударным нагрузкам. Такие материалы являются аналогами самофлюсующихся сплавов системы Ni–Cr–B–Si и также в большинстве случаев способны к самофлюсованию. Покрытия системы Fe–Cr–B–Si не уступают хромоникелевым, а часто превосходят их по твердости и износостойкости. При этом стоимость таких материалов в 3-4 раза ниже стоимости порошков на никелевой основе. В этой связи порошковые сплавы и смеси системы Fe–Cr–B–Si обычно используют для упрочнения широкой номенклатуры деталей машин и оборудования, работающих в условиях интенсивного абразивного и гидроабразивного износа [3].

Среди наиболее перспективных материалов системы Fe–Cr–B–Si для износостойких покрытий следует отметить самофлюсующийся сплав на железной основе ПР-Х4Г2Р4С2Ф, изготавливаемый ОАО «Полема» (г. Тула, РФ) [4]. Покрытия из этого сплава обладают высокой твердостью (до HRC 65) и износостойкостью при абразивном изнашивании, но в ряде случаев недостаточно устойчивы к ударным нагрузкам из-за несовершенства структурного состояния материала.

Целью данной работы является изучение локальных свойств покрытий из самофлюсующихся сплавов для установления взаимосвязи температуры индукционного нагрева и структурообразования износостойких покрытий с обеспечением высоких эксплуатационных характеристик конечного изделия.

Методика выполнения исследований.

Измерение локальных механических свойств покрытия осуществлялось методом вдавливания алмазной пирамиды на приборе ПМТ-3. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился для определения фазового состава покрытия и его структуры на дифрактометре ДРОН-3. Металлографический анализ и исследования микроструктуры осуществлялись на металлографическом микроскопе «POLYVAR-MET» при увеличении до 300 раз. Выполнялись исследования покрытий из состава ПР-Х4Г2Р4С2Ф и смеси двух порошков (70% ПР-Х4Г2Р4С2Ф + 30% ПГ-СР4), полученных центробежным индукционным методом при температурах 1050, 1090, 1120 и 1150°C, в том числе и с последующей закалкой в воду.

Свойства покрытий из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф.

Показано, что при температурах нанесения 1050°C формируется «рыхлое», пористое покрытие, с частичным отслаиванием от материала основы; при температуре 1090°C в материале покрытия имеются единичные раковины. Проведенный РФА

показал, что фазовый состав постоянен для всех нанесённых покрытий и представлен в виде твердых растворов на основе, преимущественно, α -Fe, Me_3C , Me_2B и Me_3SiB .

Установлено, что наиболее качественное покрытие из данного сплава получается при температуре от $T=1150^\circ C$. При этом микротвердость матрицы такого покрытия, соответствует 7620...8940 МПа, светло-коричневых выделений - 6570...7240 МПа, боридов - 9740...10600 МПа и эвтектики - 7240 МПа. Граница сплавления «основной металл-покрытие» ровная. Зазоры между основой и покрытием отсутствуют. Вдоль всей границы сплавления проходит протравленная полоса.

Свойства покрытий из смеси порошка 70% ПР-Х4Г2Р4С2Ф + 30% ПГ-СР4

Показано, что при температурах нанесения $1050^\circ C$ формируется неравномерная по толщине покрытия пористая структура, повышение температуры нагрева до $1090^\circ C$ уменьшило микротвердость матрицы, что может быть связано с отпуском мартенсита, процессами диффузионного перераспределения легирующих элементов и коагуляцией карбидов. Микротвердость эвтектики в данном покрытии осталась практически без изменения - 5030...5920 МПа, карбидов - 5920...6810 МПа и боридов - 10600...11000 МПа. Дальнейшее повышение температуры нагрева до $1120^\circ C$ не привело к качественному изменению фазового состава покрытия. Однако, интенсивность линий $Me_3(SiB)$ и Me_3C уменьшилась по сравнению с покрытиями, полученными при более низких температурах. Граница сплавления ровная, плотная: без раковин и зазоров. Вдоль всей границы сплавления, со стороны покрытия, проходит белая полоса легированного аустенита. С металлографической точки зрения наилучшей структурой обладает покрытие, полученное при температуре индукционного нагрева $T=1120^\circ C$ (мягкая основа и мелкие и твердые выделения упрочняющих фаз).

Таким образом, проведенные исследования позволили установить рекомендуемые соотношения компонентов порошковых материалов и температурные режимы индукционной наплавки покрытий в зависимости от требуемой износостойкости.

Список использованных источников

1. Белявин, К.Е. Индукционный нагрев в процессах центробежного нанесения покрытий / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Вестник Фонда фундаментальных исследований, № 3 [65], 2013. – С. 68-85.
2. Белявин, К.Е. Теплофизические особенности и энергоэффективность индукционного нагрева при центробежном нанесении покрытий / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки / редколлегия: С.А. Астапчик (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2013. – С. 484 – 493.
3. Гафо, Ю.Н. Порошковые материалы на железной основе, используемые для создания износостойких покрытий / Ю.Н. Гафо, А.В. Сосновский, И.А. Сосновский // Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях : Материалы Второй Промышленной МНТК, 25 февраля – 1 марта 2002 г. п. Славское – Киев: УИЦ «Наука. техника. технология», 2002. – С. 49 - 50.
4. Белявин, К.Е. Использование индукционного нагрева для получения износостойких покрытий из порошков ферромагнитных сплавов / К.Е. Белявин, М.А. Белоцерковский, И.А. Сосновский // Металлургия: Республ. межведом. сб. научн. тр.: в 2 ч. – Минск: БНТУ, 2013. – Вып. 34, ч. 2. – С. 173 – 184.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗВИТИЯ
ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ *IN SITU* В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ
ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шуринов Р.В., Дергачева А.В.
Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина
г. Харьков, Украина, Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Хорошо известно, что одной из мод пластической деформации является сдвиговая, которая реализуется за счет дислокационного скольжения. Она характеризуется процессами возникновения и движения дислокаций. Как результат этого, на поверхности деформируемого образца возникает рельеф в виде следов скольжения. Процесс возникновения, последующего формирования и развития этого рельефа является важнейшим для описания пластической деформации.

Вполне очевидно, что характер возникновения и развития дислокационного скольжения в отдельных зернах поликристаллического образца должен зависеть от их кристаллографической ориентации относительно оси растяжения, типа границ зерен и их разориентации.

Таким образом, для исследования закономерностей развития пластической деформации поликристалла с учетом согласования её в соседних зернах и определения возможных механизмов этого согласования необходимы экспериментальные исследования, позволяющие следить за возникновением и развитием скольжения *in situ* в процессе деформирования образца одновременно во всех его зернах и их частях вплоть до разрушения образца.

Известные многочисленные современные методы, например, [1, 2], не позволяют решать эту проблему.

В [3] описана методика, позволяющая проследить за возникновением и развитием деформационного рельефа *in situ* в процессе деформации поликристаллического образца одновременно в различных областях его поверхности. Основой методики является обнаруженный авторами эффект дифракции лазерного излучения на квазипериодическом деформационном рельефе из линий скольжения.

На рис. 1 приведена микрофотография квазипериодической структуры, возникшей на полированной поверхности одного из зёрен поликристаллического образца алюминия после его деформирования в условиях одноосного растяжения при комнатной температуре на 7,5%, а на рис. 2 – дифракционная картина, полученная в результате дифракции лазерного излучения (He-Ne лазер, $\lambda = 0,63$ мкм) на этой квазипериодической структуре.

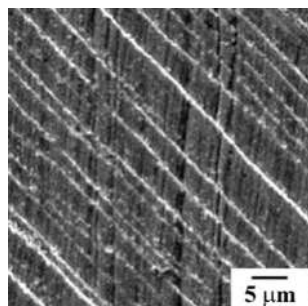


Рисунок 1 - Микрофотография квазипериодической структуры деформационного рельефа, возникшей на полированной поверхности одного из зёрен поликристалла алюминия после его деформирования на 7,5%. Получена с помощью растрового микроскопа JEOL GSM-840.

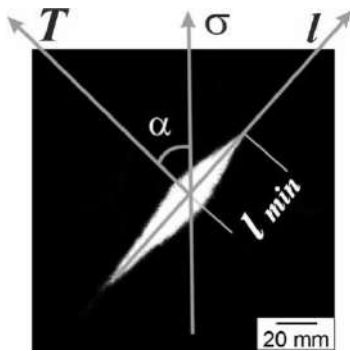
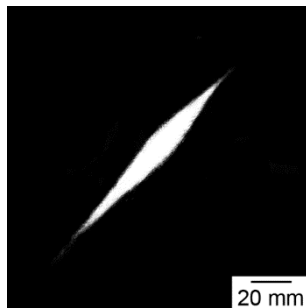


Рисунок 2- Дифракционная картина, полученная в результате дифракции лазерного излучения (He-Ne лазер, $\lambda = 0,63$ мкм) на квазипериодической структуре, приведенной на рис. 1, где l – направление дифракции; σ – направление растяжения образца; T – направление линий скольжения на поверхности образца.

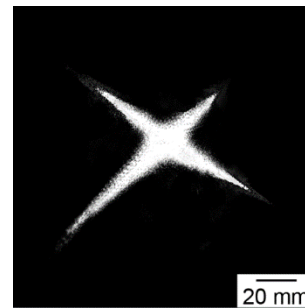
Как видно из рисунка 1, квазипериодичность структуры отличается двумя основными параметрами – непостоянством периода (расстояния между линиями скольжения) и искривлением линий скольжения, составляющих эту структуру. Легко показать, что первый фактор всегда приводит к размытию дифракционных рефлексов в направлении дифракции l , а второй – к расширению дифракционного рефлекса в направлении, перпендикулярном направлению дифракции. При возникновении дополнительных линий скольжения, уменьшающих период их расположения, происходит увеличение дифракционного рефлекса в направлении l .

По дифракционной картине можно определить минимальное расстояние между линиями скольжения [3] $d_{\min} \sim 1/l_{\min}$, изменение направления скольжения $\Delta\alpha$ по отношению к оси растяжения образца σ , возникновение и развитие скольжения по всем действующим системам скольжения в зерне и др..

Так, на рис. 3 приведены дифракционные картины, свидетельствующие о том, что в процессе деформирования образца число систем скольжения в одном из зерен, обеспечивающих развитие пластической деформация, изменяется.



а



б

Рисунок 3 - Картины рассеяния пучка лазера от поверхности одного из зерен поликристаллического образца алюминия, полученные в процессе деформирования:

а – $\epsilon = 5\%$ (скольжение протекает по одной системе скольжения);

б – $\epsilon = 12,5\%$ (скольжение протекает по двум системам скольжения).

На рис. 4 приведены отдельные фотографии картин дифракции, характеризующие развитие скольжения в центральной части одного из зерен поликристаллического образца алюминия в процессе деформирования. Результаты обработки этих дифракционных картин (рис. 5, а) показывают, что заметное скольжение в этой области зерна обнаруживается при деформации $\epsilon \approx 2\%$. На этом же рисунке для сравнения приведена кривая б, характеризующая развитие скольжения вблизи границы зерна. Возникновение скольжения в этой области зерна становится заметным с помощью лазерной методики на более поздних стадиях пластического деформирования (при $\epsilon \approx 10\%$).

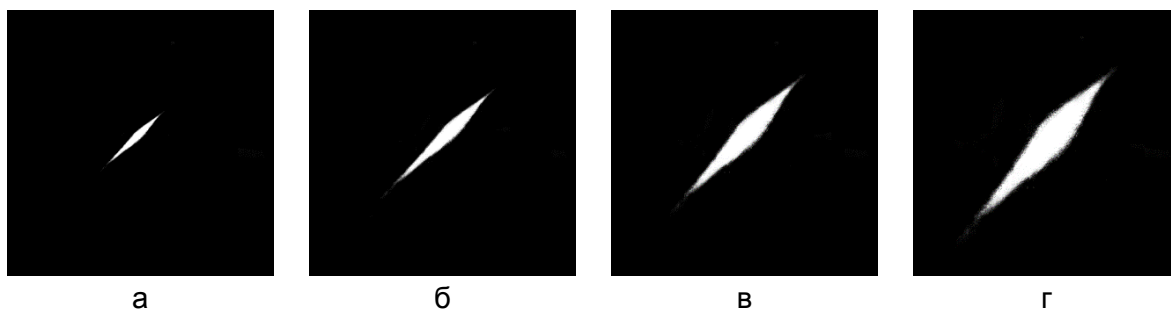


Рисунок 4 - Картины рассеяния лазерного пучка на деформационном рельефе, возникающем на полированной поверхности образца при его деформировании на: $\varepsilon = 2\%$ (а); $\varepsilon = 10\%$ (б); $\varepsilon = 18\%$ (в); $\varepsilon = 31\%$ (г).

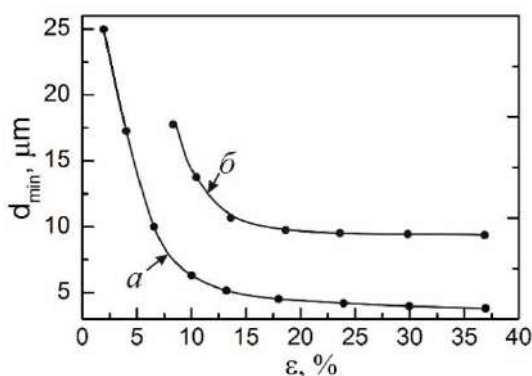


Рисунок 5 - Изменение расстояния между ближайшими линиями скольжения от степени деформации поликристаллического образца алюминия с благоприятной ориентацией зерна для скольжения в центральной части (а) и вблизи границы (б).

Полученный результат свидетельствует о различном характере возникновения и развития скольжения в центральной части зерна и вблизи границы зерна. В центральной части зерна возникновение скольжения происходит на более ранних стадиях пластической деформации, чем это имеет место вблизи границы зерна.

Ещё один из результатов, полученных с помощью лазерной методики – это обнаруженные две схемы согласования пластической деформации скольжением соседних зерен. По одной из схем – это согласование обусловлено изменением направления скольжения вблизи границы зерен только в одном из зерен. Вторая схема согласования скольжения в соседних зернах предусматривает изменение направления скольжения вблизи границы зерна одновременно в двух зернах.

Полученные результаты далеко не исчерпывают возможность лазерной методики для исследования возникновения и развития скольжения дислокаций в процессе пластической деформации кристаллических материалов.

Список литературы:

1. Даниленко В. Н., Миронов С. Ю., Беляков А. Н., Жилиев А. П. Применение EBSD анализа в физическом материаловедении (обзор) // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, № 2. – 2012. – Т. 78. – С. 28-46.
2. Adams B. L. Orientation imaging: the emergence of a new microscopy/ B. L. Adams, S. I. Wright, K. Kunze // Metal. Tans. A. – 1993. – Vol. 24. – P. 819-831.
3. Badiyan E. E., Tonkopyrad A. G., Shekhovtsov O. V., Shurinov R. V., Zetova T. R., Kazachkova K. S.. Investigation of origination and development of the surface deformation relief of crystalline materials by laser radiation // Functional Materials. – 2015.– V. 22, № 3. – p. 395 – 401.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ ФОРМООБРАЗОВАНИИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИТИНОВОЙ ПРОВОЛОКИ

Минченя В.Т.¹, Савченко А.Л.¹, Рубаник В.В. (мл.)²

¹Белорусский национальный технический университет, Минск, РБ,
vladimir.minchenya@mail.ru

²Витебский государственный технологический университет, Витебск, РБ, jr@tut.by

В связи с с ростом сердечно-сосудистых патологий и появлением новых методик их лечения Беларусь имеет и все возрастает потребность в расходных материалах для сосудистой хирургии. К ним, в том числе, относятся специальные эндопротезы, изготавливаемые из никелида титана (нитинола) – стенты, стентграфты, клапан-содержащие стенты, фильтры-ловушки и др. Эти изделия представляют собой достаточно сложные по форме пространственные структуры, получаемые гибкой из нитиноловой проволоки с использованием дополнительных операций сварки, соединения пластическим деформированием с помощью трубок. Нитиноловые эндопротезы в настоящее время поступают в Республику Беларусь из-за рубежа, хотя на базе Научно-технологического парка БНТУ «Политехник» готовится к серийному выпуску ряд изделий. Поэтому актуальными являются методики, позволяющие усовершенствовать имеющиеся технологические процессы и повысить качество изделий медицинского назначения.

В ходе исследований были рассмотрены основные аспекты использования ультразвукового воздействия для формообразования и управления характеристиками изделий из нитинола.

К ним относятся изучение влияния ультразвука на эффект памяти формы никелида титана и исследование процесса обнаружения дефектов в нитиноловой проволоке по возникающим при приложении УЗК деформациям.

Была разработана следующая программа экспериментальных исследований.

1. Исследование ультразвуковых колебаний в качестве фактора инициирования памяти формы.

Исследовались различные режимы ультразвуковой обработки заготовки (частота и интенсивность колебаний, длительность ультразвукового воздействия), которой с помощью приспособлений придана требуемая форма, в том числе в сочетании с отжигом в печи при ранее подобранных режимах [1]. Обработанная таким образом заготовка подвергалась оценке полученных свойств: запоминание приданной формы, механические характеристики (в первую очередь изгибная жесткость стержневых элементов), при появлении эффекта памяти формы – продолжительность времени, в течение которого эти свойства сохраняются.

2. Исследование влияния ультразвуковых колебаний на температурные диапазоны аустенит-мартенситного перехода.

Задачей обработки нитинолового сортамента различными способами является получение требуемых характеристик в нужном температурном диапазоне. Изделия медицинского назначения должны иметь минимальную жесткость при температуре установки в системы доставки (около 15 °С) и максимальную жесткость при рабочей температуре внутри человеческого тела (36...42 °С). Предполагалось, что ультразвуковое воздействие позволит смещать диапазоны аустенит-мартенситного перехода в нужные участки температурной шкалы. При этом рассматривалось ультразвуковое воздействие как до термической обработки, так и после нее.

3. Исследование процесса обнаружения дефектов в нитиноловой проволоке возбуждением в ней ультразвуковых колебаний.

В ходе исследований возбуждались УЗК в отрезках проволоки. Предполагалось, что в местах расположения дефектов можно наблюдать возникающие за счет эффекта памяти формы деформации или регистрировать изменения механических напряжений в материале.

4. Исследование процесса упрочнения нитинола пластическим деформированием.

Для повышения механических характеристик изделий из нитиноловой проволоки осуществлялось ее поверхностное пластическое деформирование прокаткой или волочением с ультразвуком. Это воздействие сочеталось с термической обработкой до или после него. Исследовались различные режимы ультразвуковой обработки заготовки (частота и интенсивность колебаний, длительность ультразвукового воздействия). Обработанная таким образом заготовка подвергалась оценке полученных свойств: запоминание приданной формы, механические характеристики (в первую очередь изгибная жесткость стержневых элементов), при появлении эффекта памяти формы – продолжительность времени, в течение которого эти свойства сохраняются.

Для исследования были взяты образцы проволоки Ti-44,48; Ni-49.16; Cu-6.02 фирмы «Фукарава» (Япония) диаметром 0,36 и 0,45 мм, используемой для изготовления каркасов стент-графтов. Проволока подвергалась ультразвуковому воздействию в диапазоне частот 22...26 кГц как в свободном состоянии, так и при механическом воздействии. В ходе исследований было установлено следующее.

1. Установлено, что при ультразвуковом воздействии на нитиноловую проволоку полученная форма образца слабо выражена. Механические и структурные характеристики материала при этом практически не изменяются. После термообработки обработанных ультразвуком образцов существенных отличий в механических характеристиках и проявлении эффекта памяти формы от исходных не выявлено. Следовательно, использование ультразвукового воздействия для упрочнения нитиноловой проволоки и, тем более, замена термообработки нецелесообразна.

2. Установлено, что в ходе возбуждения свободных образцов ультразвуком в режиме резонанса на различных частотах на отдельных участках наблюдаются пластические изгибные деформации, сохраняющиеся в течение длительного времени. В некоторых случаях такие деформации возникают после снятия ультразвукового воздействия по истечении нескольких минут или даже часов. Следовательно, имеет смысл использовать ультразвуковое воздействие для обнаружения дефектов в проволоке

3. Установлено, что при резке ультразвуковым инструментом пластические изгибные деформации на концах проволоки отсутствуют. Следовательно, целесообразным является внедрение в технологический процесс изготовления изделий медицинского назначения из нитинола ультразвуковой резки проволоки.

4. Нами разработано ультразвуковое устройство, с помощью которого при предварительном натяжении на нитиноловую проволоку подаются ультразвуковые колебания.

Устройство для гибки и термообработки каркаса стентграфта показано на рис. 1.

Устройство включает оправку 1 диаметром 28 мм с установленными на ней штифтами 7. Оправка крепится на пластине 2, которая соединена с пластиной 3 стойками 4 с винтами 5.

На оправку навивается зигзагообразный каркас из нитиноловой проволоки. Концы проволоки пропускаются в отверстия пластины 2 и фиксируются в отверстиях болтов 8

гайками 9. Затем с помощью болтов 8 проволока натягивается, и приспособление устанавливается в печь для термообработки.

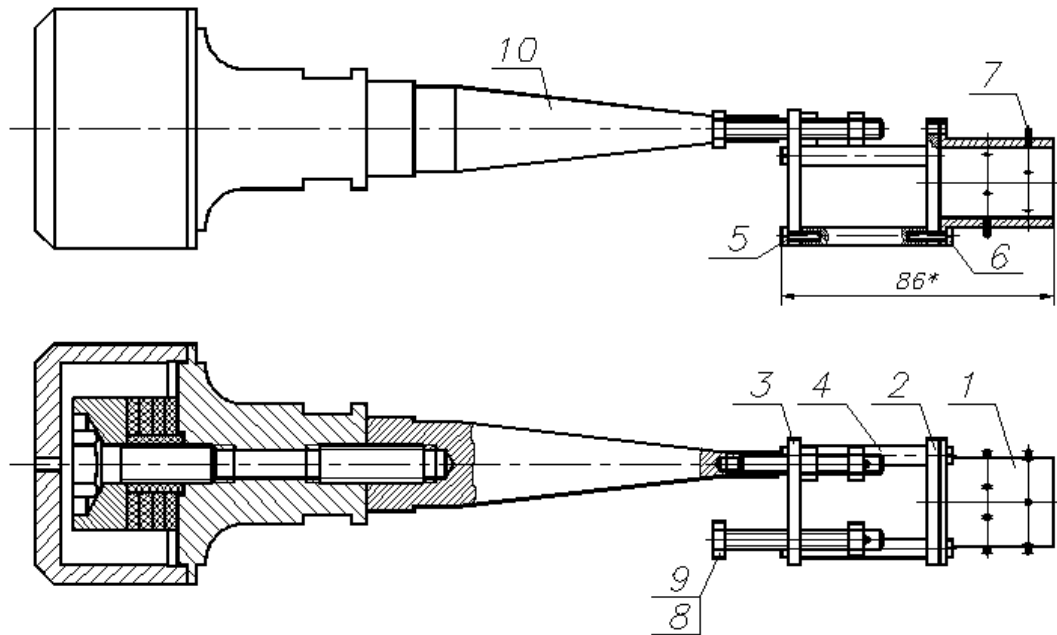


Рисунок 1

При натяжении проволоки она возбуждается ультразвуковыми колебаниями от преобразователя 10 (конструкция аналогично показанной на рис. 3). Преобразователь установлен таким образом, чтобы место его крепления располагалось в минимуме, а направляющие штифты – вблизи максимума стоячей волны.

Устройство выполнено на основе ранее использовавшегося приспособления [2].

Установлено, что при ультразвуковом воздействии резко снижаются силы трения в зонах контакта проволоки и оснастки, и повышается точность копирования изгибов на выступах. Таким образом применение ультразвука эффективно при формировании сложных форм нитиноловых изделий, таких как зигзагообразных с большим количеством изгибов, крючков с малыми радиусами изгиба и др.

На основе результатов исследований выполнена разработка маршрутного технологического процесса изготовления элемента каркаса стентграфта.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Разработка и исследование конструктивных и технологических параметров формообразования изделий медицинского назначения из никелида титана» в рамках задания 4.1.08 «Разработка и исследование технологии задания формы материалам на основе никелида титана для получения изделий медицинского назначения [электронный ресурс]: отчет о НИР (заключ.) / БНТУ; рук. В.Т. Минченя; исполн.: А.Л. Савченко [и др.] - Минск, 2015. – 120 с. - Библиогр.: с. 117-120. - № ГР 20141055.

2. Разработать оригинальную конструкцию системы аортального стентграфта и внедрить технологию применения системы аортального стентграфта для хирургического лечения аневризм грудной аорты при операциях с искусственным кровообращением [Электронный ресурс]: отчет о НИР (заключительный): ГБ 03.08-1/2011 / кол. авт. Белорусский национальный технический университет, рук. Минченя В.Т., исполн. Минченя Н.Т., исполн. Савченко А.Л., исполн. Степаненко Д.А. . - Электрон. дан. - Минск: [б. и.], 2013. . - N ГР 20113925 .- elib.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Жуков А.С., Барахтин Б.К., Васильева О.В.

НИЦ «Курчатовский институт» – «ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, РФ, mail@crism.ru

Одной из перспективных технологий получения изделий сложной формы для работы в поглотителях механической энергии является селективное лазерное сплавление (СЛС) порошков. В пробных опытах с изготовлением сотовых конструкций [1] было замечено, что с увеличением толщины связывающих пластин обнаруживается рост эффекта демпфирования вследствие проявления ауксетического свойства [2] материала (рис. 1). Цель работы – установление возможных причин проявления ауксетического свойства металла, полученного методом селективного лазерного сплавления, по данным фрактографического исследования клипсы с наклонными связующими пластинами, работающими в условиях сжатия.

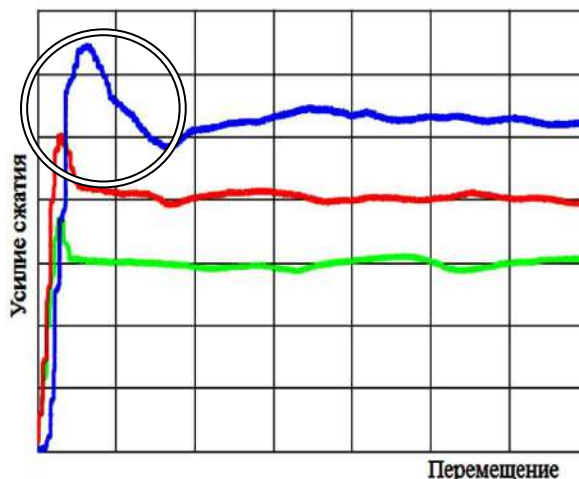


Рисунок 1- Серия диаграмм $P(\Delta)$, полученных при испытании сот. Рост ауксетического экстремума пропорционален толщине связывающих пластин.

В качестве исходного сырья выбран порошок аустенитной нержавеющей стали 03X16H15M3 производства АО «Полема» (г. Тула). Для испытаний спроектирована клипса с двумя связующими пластинами. На установке EOSINT M270 при мощности лазера 200 Вт и скорости сканирования 800 мм/с изготовлена серия клипс (рис. 2а) для испытаний сжатием. Относительно вертикальной оси симметрии клипсы наклон пластин изменялся от 40 до 60°.

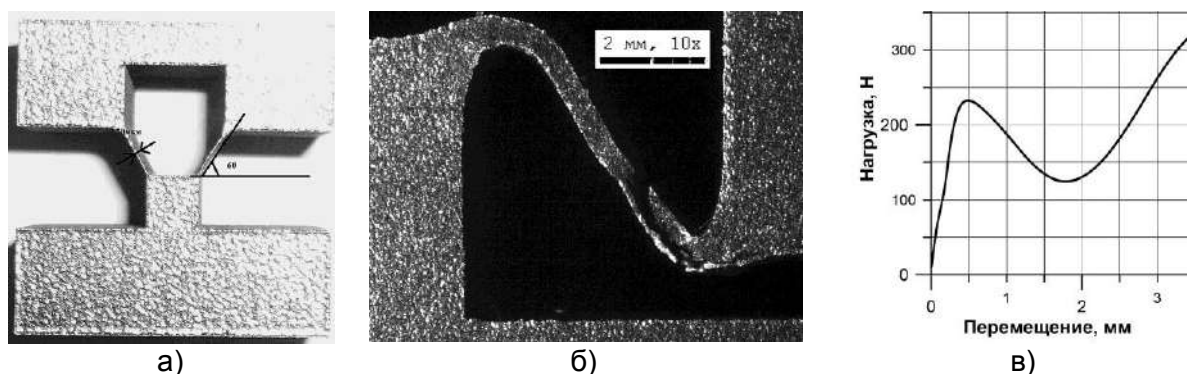


Рисунок 2- а) Клипса, изготовленная из порошка 03X16H15M3 методом СЛС; б) Фрагмент деформированной связующей пластины; в) Диаграмма сжатия $P(\Delta)$.

Механические испытания показали, что сжатие клипс приводит к S-образной форме связующих пластин (рис. 2б). На диаграммах $P(\Delta)$ зарегистрированы участки, указывающие на стадии упругости, разгрузки и пластической деформации. За точкой экстремума нагрузки обнаружен ниспадающий участок (рис. 2в), косвенно указывающий на проявление ауксетического свойства. Отмеченная особенность

позволяет предположить, что в материале, полученном СЛС, могут образовываться микрообласти с разными упругими параметрами и пластической податливостью.

Ранее установлено [3, 4], что металл после СЛС прочнее монолитного с аналогичным химическим составом. Предполагается, что особенности в атомно кристаллическом строении металла после СЛС являются определяющими факторами в упругих и пластических свойствах создаваемых демпфирующих устройств.

Фрактографическим исследованием механически испытанных клипс установлено, что до катастрофических деформаций связующих пластин с образованием противоположно изогнутых линзообразных расслоений, в основаниях пластин происходили локальные развороты. На это косвенно указывали россыпи шарообразных частиц размерами от десятых долей до единиц микрометров, наблюдавшиеся на участках величиной до 30 мкм с оглаженной поверхностью (рис. 3).

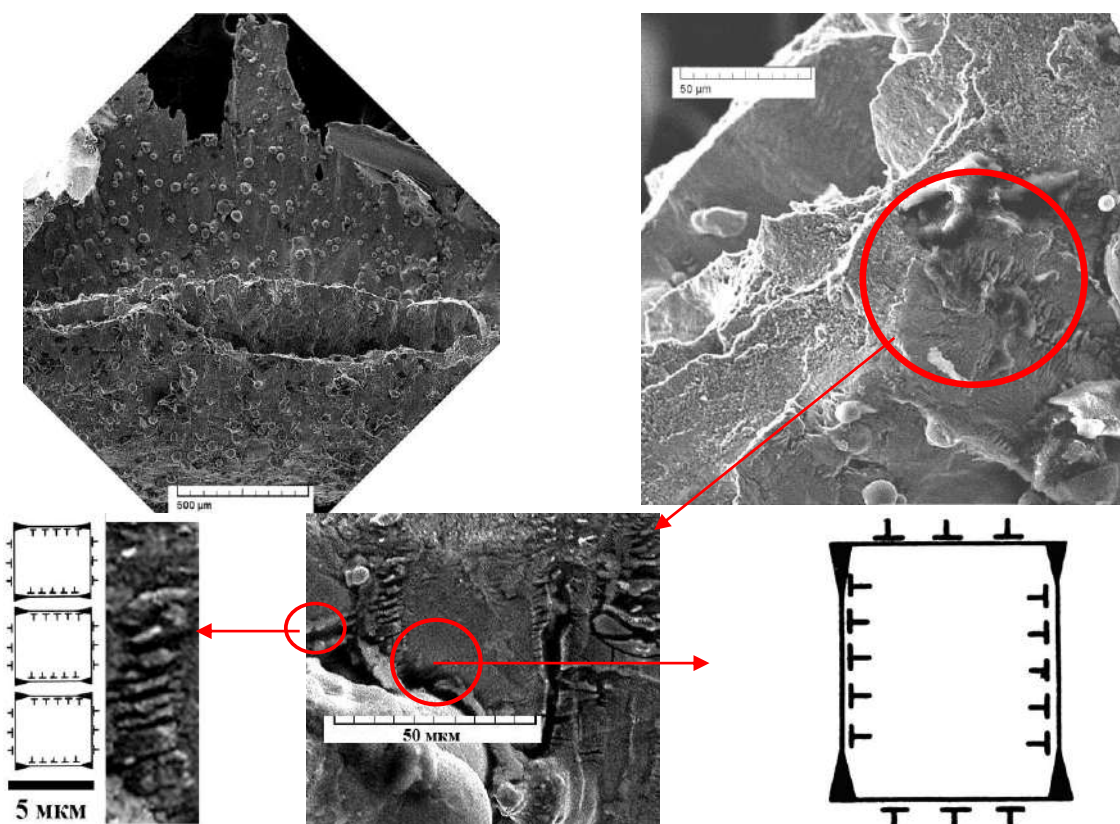


Рисунок 3 - Морфология микрорельефа на участках излома связующих пластин, разрушенных при испытаниях клипс сжатием. Верхний ряд: линзообразные раскрытия и площадки локализованного сдвига (слева) и участки разной морфологии (справа). Нижний ряд: выделенные особенности со схемами их образования как результат коллективного взаимодействия дефектов кристаллического строения (дислокаций «Т» и микротрещин расслоения).

Мелкодисперсные частицы являются фактором упрочнения, а их структура разной степени кристаллизации может оказывать влияние на упругие модули материала, полученного методом СЛС. Между участками зафиксированы протяженные и узкие полосы (~50x5 мкм) с чередующимися поперечными микротрещинами внутри. Выявленные особенности свидетельствуют о различных упругих и пластических свойствах в микрообъемах металла после СЛС. Например, в объемах полосового вида с более прочной структурой доминирует вклад межатомного взаимодействия. В менее прочных объемах реализуется микропластическая аккомодационная деформация с образованием расслоений. Можно предположить, что акты аккомодации микрообъемов

с разными упругопластическими свойствами являются причиной проявления ауксетического свойства.

По результатам проведенной работы можно заключить следующее:

1. В материале, полученном методом СЛС, могут образовываться микрообъемы с разными упругими и пластическими свойствами.
2. Строение металла после СЛС следует рассматривать как неоднородную податливую структуру измельченных зерен, разделенных слоями с дисперсоидами кристаллизации разной степени завершенности.
3. В изделиях с конструктивными усилениями для демпфирования (рассеяния механической энергии) в условиях сжатия применение материалов, полученных методом СЛС, возможно.
4. За счет неоднородного строения с аккомодирующими межзеренными слоями в металлических материалах, полученных СЛС, вероятно проявление эффекта ауксетизма.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда по направлению «Проведение фундаментальных и поисковых исследований по приоритетным тематическим направлениям исследований» (проект № 15-19-00210). Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки (уникальный идентификатор субсидии RFMEF159517X0004).

Литература

1. Vitaliy Bobyr, Artem Deev, Anton Zhukov, Pavel Kuznetsov. Manufacturing of thin-walled parts for machinery by selective laser melting // MATEC Web of Conferences, 2017.- №129 (01053).
2. Sicong Shan, Sung H. Kang, Jordan R. Raney et al. Multistable Architected Materials for Trapping Elastic Strain Energy // Advanced Materials, 2015.- №29, v.27.- P.4296-4301.
3. Кузнецов П.А., Зисман А.А., Петров С.Н., Гончаров И.С. Структура и механические свойства аустенитной стали 316L, полученной методом селективного лазерного сплавления // Деформация и разрушение материалов, 2016.-№4.- С.9-13
4. Барахтин Б.К., Вознюк А.В., Деев А.А., Жуков А.С. Структурно-механическое состояние аддитивного материала в условиях горячей пластической деформации // Деформация и разрушение материалов, 2017.- №2.- С.8-14.

МОДЕЛЬ ТЕРМОУПРУГОСТИ МИКРОПОЛЯРНЫХ ПЛАСТИН И БАЛОК СО СТЕСНЕННЫМ ВРАЩЕНИЕМ

¹Асланян Н.С., ¹Саркисян С.О.

¹Ширакский государственный университет, Гюмри, Армения, *asnaira73@mail.ru*

Развивая подход работы [1-4] построены математические модели термоупругости микрополярных тонких балок и пластин со стесненным вращением и на их основе рассматриваются решения некоторых прикладных задач. При помощи численного анализа этих задач, устанавливаются эффективные свойства учета микрополярности материала балки или пластинки по сравнению с классическим случаем в смысле их жесткости и прочности.

Модель термоупругости микрополярных тонких балок со стесненным вращением.

Построенная модель термоупругости микрополярных тонких балок со стесненным вращением выражается следующей системой уравнений:

Уравнения равновесия

$$\frac{dN_{12}}{dx_1} = -q_{x_2}, \quad N_{21} - \frac{dM_{11}}{dx_1} = hq_{x_1}, \quad \frac{dL_{13}}{dx_1} + N_{12} - N_{21} = -m; \quad (1)$$

Физические соотношения термоупругости

$$N_{12} + N_{21} = 4\mu h \tilde{\Gamma}_{12}, \quad M_{11} = \frac{2Eh^3}{3}(K_{11} - \alpha_t \chi_t), \quad L_{13} = 2hBk_{13}, \quad \chi_t = \frac{\tilde{T}}{2h}. \quad (2)$$

Геометрические соотношения

$$K_{11} = \frac{d\psi}{dx_1}, \quad \tilde{\Gamma}_{12} = \frac{dw}{dx_1} + \psi, \quad k_{13} = \frac{d\Omega_3}{dx_1}, \quad \Omega_3(x_1) = \frac{1}{2} \left(\frac{dw}{dx_1} - \psi \right). \quad (3)$$

Здесь N_{12}, N_{21} - усилия, M_{11}, L_{13} - моменты от силового и моментного напряжений; K_{11} и k_{13} - изгибание оси балки от соответствующих напряжений; $\tilde{\Gamma}_{12}$ - сдвиговая деформация; w - прогиб балки; ψ - угол поворота нормального сечения; Ω_3 - угол свободного его поворота; E, μ - классические упругие постоянные; B - микрополярная постоянная материала балки; $T = x_2 \frac{\tilde{T}}{2h}$, где T - температура, x_2 - координата перпендикулярная к оси балки x_1 , $2h$ - толщина балки; \tilde{T} - функция от x_1 (в частности может быть $\tilde{T} = const$), α_t - коэффициент линейного расширения. На каждом краю балки ($x_1 = 0, x_2 = a$) должны выполняться по три граничные условия.

Приведем численные результаты: когда обе края балки шарнирно оперты;

когда $\delta = \frac{h}{a} = \frac{1}{40}$, $T_0 = 60^\circ C$, $\alpha_t = 125 \times 10^{-7} \text{ } 1/^\circ C$, получим $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.97$ при $B^* = 1.5 \times 10^{-5}$,

$\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.79$ при $B^* = 1.5 \times 10^{-4}$, $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.27$ при $B^* = 1.5 \times 10^{-3}$.

Как видно из приведенных результатов, при увеличении безразмерной микрополярной постоянной B^* жесткость балки сильно увеличивается. Если будем считать максимальное значение основного силового напряжения, то убедимся, что когда увеличиваем B^* по микрополярной теории балки это значение сильно уменьшается, по сравнению с классической теорией.

Модель термоупругости микрополярных прямоугольных пластин со стесненным вращением.

Построенная модель термоупругости микрополярных тонких пластин со стесненным вращением в декартовой системе координат выражается следующий системой уравнений:

Уравнения равновесия

$$\begin{aligned} \frac{\partial N_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial N_{23}}{\partial x_2} = -\tilde{p}_3, \quad N_{3i} - \left(\frac{\partial M_{ii}}{\partial x_i} + \frac{\partial M_{ji}}{\partial x_j} \right) = h\tilde{p}_i, \\ \frac{\partial L_{ii}}{\partial x_i} + \frac{\partial L_{ji}}{\partial x_j} + (-1)^j (N_{j3} - N_{3j}) = -\tilde{m}_i, \quad \frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial x_2} + (M_{12} - M_{21}) = 0, \quad i, j = 1; 2, \end{aligned} \quad (4)$$

Физические соотношения термоупругости

$$\begin{aligned} N_{i3} + N_{3j} = 4\mu h(\Gamma_{i3} + \Gamma_{3j}), \quad L_{ij} = 2h[(\gamma + \varepsilon)k_{ij} + (\gamma - \varepsilon)k_{ji}], \\ M_{11} = \frac{2Eh^3}{3(1-\nu^2)} [K_{ii} + \nu K_{jj} - (1+\nu)\alpha_i \chi_i], \quad M_{12} + M_{21} = \frac{2\mu h^3}{3} [K_{12} + K_{21}], \\ L_{ii} = 4\gamma h k_{ii}, \quad \Lambda_{i3} = \frac{2h^3}{3} \frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} l_{i3}, \quad i, j = 1; 2, \end{aligned} \quad (5)$$

Геометрические соотношения

$$\begin{aligned} \Gamma_{i3} + \Gamma_{3j} = \frac{\partial w}{\partial x_i} + \psi_i, \quad K_{ii} = \frac{\partial \psi_i}{\partial x_i}, \quad K_{12} + K_{21} = \frac{\partial \psi_1}{\partial x_2} + \frac{\partial \psi_2}{\partial x_1}, \quad k_{ii} = \frac{\partial \Omega_i}{\partial x_i}, \quad k_{ij} = \frac{\partial \Omega_j}{\partial x_i}, \\ \Omega_i = -\frac{1}{2} (-1)^j \left(\psi_j - \frac{\partial w}{\partial x_j} \right), \quad t = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \psi_2}{\partial x_1} - \frac{\partial \psi_1}{\partial x_2} \right), \quad l_{i3} = \frac{\partial t}{\partial x_i}, \quad i, j = 1; 2. \end{aligned} \quad (6)$$

На каждом краю пластинки должны выполняться по пять граничных условий. Система уравнений (4)-(6) можно привести к системе относительно w, ψ_1, ψ_2 .

Модель термоупругости микрополярных круглых пластин со стесненным вращением.

Для осесимметричной задачи, когда имеем изгибное деформирование, основная система уравнений такая:

Уравнения равновесия

$$\begin{aligned} \frac{dN_{13}}{dr} + \frac{1}{r} N_{13} = -\tilde{p}_3, \quad N_{31} - \frac{dM_{11}}{dr} - \frac{1}{r} (M_{11} - M_{22}) = h\tilde{p}_1, \\ \frac{dL_{12}}{dr} + \frac{1}{r} (L_{12} + L_{21}) + (N_{31} - N_{13}) = -\tilde{m}_2 \end{aligned} \quad (7)$$

Физические соотношения термоупругости

$$\begin{aligned} N_{13} + N_{31} = 4\mu h \tilde{\Gamma}_{13}, \\ M_{11} = \frac{2Eh^3}{3(1-\nu^2)} [K_{11} + \nu K_{22} - (1+\nu)\alpha_i \chi_i], \quad M_{22} = \frac{2Eh^3}{3(1-\nu^2)} [\nu K_{11} + K_{22} - (1+\nu)\alpha_i \chi_i], \\ L_{12} = 2h[(\gamma + \varepsilon)k_{12} + (\gamma - \varepsilon)k_{21}], \quad L_{21} = 2h[(\gamma + \varepsilon)k_{21} + (\gamma - \varepsilon)k_{12}] \end{aligned} \quad (8)$$

Геометрические соотношения

$$\tilde{\Gamma}_{13} = \frac{\partial w}{\partial r} + \psi_1, \quad K_{11} = \frac{\partial \psi_1}{\partial r}, \quad K_{22} = \frac{1}{r} \psi_1, \quad k_{12} = \frac{\partial \Omega_2}{\partial r}, \quad k_{21} = -\frac{1}{r} \Omega_2, \quad \Omega_2 = \frac{1}{2} \left(\psi_1 - \frac{\partial w}{\partial r} \right), \quad (9)$$

Если пластика сплошная, то на границе $r=a$ должна выполняться три граничные условия.

Система уравнений (7)-(9) можем привести к системе относительно функций w, ψ_1 :

$$\begin{cases} 2\mu h \nabla^2 w + 2\mu h \left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r} \psi_1 \right) - \frac{h(\gamma + \varepsilon)}{2} \nabla^2 \nabla^2 w + \frac{h(\gamma + \varepsilon)}{2} \frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left(r \frac{d}{dr} \left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r} \psi_1 \right) \right) = -\tilde{p}_3 \\ 2\mu \left(\frac{dw}{dr} + \psi_1 \right) + \frac{\gamma + \varepsilon}{2} \frac{d}{dr} (\nabla^2 w) - \left(\frac{\gamma + \varepsilon}{2} + \frac{2Eh^2}{3(1-\nu^2)} \right) \frac{d}{dr} \left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r} \psi_1 \right) + \frac{2Eh^2}{3(1-\nu)} \alpha_t \frac{d\chi_t}{dr} = \tilde{p}_1 \end{cases} \quad (10)$$

где $\nabla^2 w = \left(\frac{d^2 w}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{dw}{dr} \right)$.

Приведем численные результаты:

1) прямоугольная пластинка, когда края пластинки шарнирно оперты;

когда $\delta = \frac{h}{a} = \frac{1}{40}$, $T_0 = 60^\circ \text{C}$, $\nu = 0.33$, $\alpha_t = 125 \times 10^{-7} \text{ 1/}^\circ\text{C}$, получим $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.49$ при

$\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-5}$, $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.31$ при $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-3}$, $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.25$ при $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-1}$,

2) когда пластинка сплошная круглая, контур которой шарнирно-оперта (при тех же данных предыдущей задачи); получим $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.97$ при $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-5}$, $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.78$ при

$\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-4}$, $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.40$ при $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 5 \times 10^{-4}$, $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.26$ при $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-3}$.

Как видно из приведенных результатов, при увеличении микрополярных физических безразмерных постоянных, жесткость пластинки сильно увеличивается.

Заключение:

Построены прикладные математические модели термоупругости микрополярных тонких балок и пластин со стесненным вращением. Решены конкретные задачи термоупругого изгиба микрополярных тонких балок и пластин. Анализ численных результатов устанавливает эффективные свойства микрополярного материала с точки зрения жесткости и прочности этих тонких тел по сравнению с классической моделью.

Работа выполнена при финансовой поддержке ГН МОН РА в рамках научного проекта № SCS 15T-2C138.

Литература

1. S.H. Sargsyan, Effective Manifestations of Characteristics of Strength and Rigidity of Micropolar Elastic Thin Bars// Journal of Materials Science and Engineering, vol.2, 2012, № 1. pp.98-108.
2. Саркисян С. О. Математическая модель микрополярных упругих тонких пластин и особенности их прочностных и жесткостных характеристик.// Прикладная механика и техническая физика. 2012. Т.53. Вып. 2. С. 148-156.
3. S.H. Sargsyan, Mathematical Model of Micropolar Thermo-Elasticity of Thin Shells. // Journal of Thermal Stresses, vol. 36, 2013, Number 11. pp.1200-1216.
4. Саркисян С. О. Некоторые общие вопросы теории термоупругости микрополярных тонких оболочек //Известия НАН Армении.2014.Т.67.№ 2. С.52-68.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МИКРОПОЛЯРНОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ С КРУГОВОЙ ОСЬЮ И МЕТОД КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Саркисян С.О., Хачатрян М.В.

*Ширакский государственный университет, Гюмри, Армения,
khachatryanmeline@mail.ru*

В данной работе формулируются гипотезы, и на основе этих гипотез построена общая прикладная модель статической деформации микрополярного упругого стержня с круговой осью. Для изучения конкретных граничных задач, на основе применения законов перемещений и функционала полной потенциальной энергии системы, разработаны соответствующие алгоритмы метода конечных элементов. Определяются жесткостные характеристики конечного элемента и выполняется процедура формирования разрешающей системы алгебраических линейных уравнений.

1. Формулируем допущения (гипотезы), используемые при построении прикладной модели микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью:

А) В качестве исходной кинематической гипотезы для перемещений, примем гипотезу прямой линии, т.е. гипотезу Тимошенко, это означает, что линейный элемент первоначально перпендикулярный к средней линии срединной плоскости стержня до деформации, остается после деформации прямолинейным, но уже не перпендикулярным к деформированной средней линии, а поворачивается на некоторый угол, не изменяя при этом своей длины. Кроме того, для свободного поворота ω_2 будем считать, что эта функция по координате z - постоянная. Вследствие указанных допущений будем иметь следующий линейный закон изменения перемещений и свободного поворота по толщине срединной плоскости кругового стержня с независимыми полями перемещений и вращений:

$$V_1 = u(\varphi) + z\psi(\varphi), \quad V_2 = w(\varphi), \quad \omega_3 = \Omega_3(\varphi), \quad (1)$$

где $u(\varphi)$ и $w(\varphi)$ – перемещения точек средней линии в направлениях по ее касательной и по нормали (т.е. $w(\varphi)$ – это прогиб стержня); $\psi(\varphi)$ - угол поворота первоначально нормального элемента; $\Omega_3(\varphi)$ - свободный поворот этого элемента (здесь φ - угловая координаты оси стержня).

Кинематические гипотезы (1) в целом, как в работах [1,2] – назовем обобщенные кинематические гипотезы Тимошенко на случай микрополярного тонкого стержня (в данном случае, для стержня с круговой осью).

Б) Гипотеза о тонкостенности стержня, при которой будем принимать следующие приближенные равенства (здесь r_0 - радиус оси стержня):

$$\frac{1}{r} = \frac{1}{r_0 + z} = \frac{1}{r_0 \left(1 + \frac{z}{r_0}\right)} \approx \frac{1}{r_0}. \quad (2)$$

В) Предположения о малости в соответствующем уравнении закона Гука нормального напряжения σ_{22} , относительно нормального напряжения σ_{11} .

Г) При определении деформаций, изгибов-кручений, силовых и моментных напряжений, сначала для касательного напряжения σ_{21} примем

$$\sigma_{21} = \sigma_{21}^0(\varphi) \quad (3)$$

После определения указанных выше величин, формулу для σ_{21} будем уточнять следующим образом. Интегрируем по z второе из уравнений равновесия и, при определении постоянного интегрирования (вернее функции от φ), будем потребовать равенство нулю интеграла от $-h$ до h от полученного выражения. После указанного

интегрирования полученное окончательное выражение будем прибавлять к формуле (3).

С целью приведения двумерной задачи микрополярной теории упругости к одномерной, вводим статически эквивалентные напряжения усилия: N, Q_1, Q_2 и моменты: M_{11}, L_{13} , которые выражаются следующими формулами:

$$N = \int_{-h}^h \sigma_{11} dz, \quad Q_1 = \int_{-h}^h \sigma_{12} dz, \quad Q_2 = \int_{-h}^h \sigma_{21} dz, \quad M_{11} = \int_{-h}^h \sigma_{11} z dz, \quad L_{13} = \int_{-h}^h \mu_{13} dz. \quad (4)$$

В результате приходим к системе уравнений равновесия прикладной модели микрополярного упругого стержня с круговой осью:

Уравнения равновесия

$$\begin{aligned} \frac{1}{r_0} N - \frac{1}{r_0} \frac{dQ_1}{d\varphi} &= q_2^+ - q_2^-, & \frac{1}{r_0} Q_1 + \frac{1}{r_0} \frac{dN}{d\varphi} &= -(q_1^+ - q_1^-) \\ Q_2 - \frac{1}{r_0} \frac{dM_{11}}{d\varphi} &= h(q_1^+ + q_1^-), & Q_2 - Q_1 - \frac{1}{r_0} \frac{dL_{13}}{d\varphi} &= m^+ - m^-. \end{aligned} \quad (5)$$

Соотношения упругости

$$\begin{aligned} N &= 2Eh\Gamma_{11}, \quad Q_1 = 2h(\mu + \alpha)\Gamma_{12} + 2h(\mu - \alpha)\Gamma_{21}, \quad Q_2 = 2h(\mu + \alpha)\Gamma_{21} + 2h(\mu - \alpha)\Gamma_{12}, \\ M_{11} &= \frac{2Eh^3}{3} K_{11}, \quad L_{13} = 2Bhk_{13}. \end{aligned} \quad (6)$$

Геометрические соотношения

$$\Gamma_{11} = \frac{1}{r_0} \frac{du}{d\varphi} + \frac{1}{r_0} w, \quad \Gamma_{12} = \frac{1}{r_0} \frac{dw}{d\varphi} - \frac{1}{r_0} u - \Omega_3, \quad \Gamma_{21} = \psi + \Omega_3, \quad K_{11} = \frac{1}{r_0} \frac{d\psi}{d\varphi}, \quad k_{13} = \frac{1}{r_0} \frac{d\Omega_3}{d\varphi}. \quad (7)$$

Общий вид функционала потенциальной энергии деформации при изгибе упругого стержня с круговой осью выражается так:

$$U = \int_0^a \mathcal{E}_0 dx_1,$$

$$\mathcal{E}_0 = Eh\Gamma_{11}^2 + \frac{Eh^3}{3} K_{11}^2 + (\mu + \alpha)h\Gamma_{12}^2 + (\mu + \alpha)h\Gamma_{21}^2 + 2(\mu - \alpha)h\Gamma_{12}\Gamma_{21} + (\gamma + \varepsilon)hk_{13}^2,$$

(8)

\mathcal{E}_0 -линейная плотность потенциальной энергии деформации. Основными кинематическими параметрами в задаче изгиба микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью являются: прогиб оси стержня - $w(s)$; осевое перемещение - $u(s)$; угол поворота нормального элемента - $\psi(s)$; $\Omega_3(s)$ - свободный поворот этого элемента. Распределение принятых основных кинематических переменных вдоль элемента дуги оси стержня будем аппроксимировать полиномами.

Для прогиба $w(s)$, осевого перемещения $u(s)$, угла поворота нормального элемента $\psi(s)$ и свободного поворота $\Omega_3(s)$ - примем:

$$\begin{aligned} w(s) &= a_0 + a_1 s + a_2 s^2 + a_3 s^3 + a_4 s^4 + a_5 s^5 + a_6 s^6 + a_7 s^7, \\ u(s) &= b_0 + b_1 s + b_2 s^2 + b_3 s^3 + b_4 s^4 + b_5 s^5 + b_6 s^6 + b_7 s^7, \\ \psi(s) &= c_0 + c_1 s + c_2 s^2 + c_3 s^3 + c_4 s^4 + c_5 s^5 + c_6 s^6 + c_7 s^7, \\ \Omega_3(s) &= d_0 + d_1 s + d_2 s^2 + d_3 s^3 + d_4 s^4 + d_5 s^5 + d_6 s^6 + d_7 s^7, \quad s = r_0 \varphi \end{aligned} \quad (9)$$

Здесь a_i, b_i, c_i -коэффициенты, которые выражаются через узловые перемещения и повороты.

Применяя процедуру метода конечного элемента приходим к следующей системе

алгебраических уравнений:

$$[K] \cdot \{\delta\} = [P]. \quad (10)$$

Здесь $[K]$ - матрица жесткости элемента размером 32×32 , а $[P]$ - вектор столбец усилий в узлах (вектор столбец нагрузки), $\{\delta\}^T = \{\delta_1, \delta_2, \delta_3, \delta_4, \dots, \delta_{32}\}$ - вектор узловых перемещений и поворотов; Рассмотрим численный пример:

$$\frac{h}{a} = \frac{1}{40}, \quad \nu = 0.33, \quad B^* = \frac{B}{a^2 \mu} = 1.5, \quad r_0 = \frac{r_0}{a} = 0.64, \quad \frac{P}{a\mu} = 9.5 \times 10^{-8}.$$

Здесь все величины безразмерные; μ - модуль сдвига $\left(\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \right)$, α и B -

новые упругие постоянные микрополярного материала стержня.

Таблица 1 - Прогибы микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью в зависимости от отношения $\frac{\alpha}{\mu}$ и классического стержня.

$\frac{\alpha}{\mu}$	микрополярная модель $w_{\max} \times 10^{-4}$	классическая модель $w_{\max} \times 10^{-4}$	$\frac{w_{\max}^{\text{мик.}}}{w_{\max}^{\text{кл.}}}$
10^{-5}	1.05	1.08	0.97
10^{-4}	0.85	1.08	0.78
2×10^{-4}	0.72	1.08	0.66
10^{-3}	0.44	1.08	0.41
10^{-2}	0.31	1.08	0.29
10^{-1}	0.28	1.08	0.26

Как убедимся, при увеличении постоянной упругости α (микрополярной постоянной), жесткость стержня сильно увеличивается.

Работа выполнена при финансовой поддержке ГКН МОН РА в рамках научного проекта № SCS 15T-2C138.

Литература

1. Sargsyan S. H. Effective Manifestations of Characteristics of Strength and Rigidity of Micropolar Elastic Thin Bars / Journal of Materials Science and Engineering, Vol.2. №1. 2012. P.98-108.
2. Sargsyan S.H. Energy balance equation, energetic theorems and variation equation for the general theory of micropolar elastic isotropic thin shells / International Journal of Mechanics, Vol.8. 2014. P. 93-10.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТА «ВКАТАНАЯ ОКАЛИНА»

Огарков Н.Н., Некит В.А., Ярославцев А.В., Звягина Е.Ю., Керимова Л.Ф.
ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия, ogarkovnikolai@mail.ru

Негативная роль окалина прослеживается на всех стадиях металлургического передела. На стадиях производства непрерывнолитых заготовок окалина, образовавшаяся вследствие агрессивного воздействия воды и пара на металл при высоких температурах, налипает на поддерживающие ролики или вдавливается в поверхность НЛЗ. Налипшая окалина формирует выступы на поверхностях роликов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), которые усугубляют вдавливание фрагментов окалина вглубь металла [3,5]. Вдавленная в НЛЗ окалина провоцирует появление дефекта «вкатанная окалина» на стадиях горячекатаного передела, которая является трудноудаляемой на непрерывно-травильных агрегатах (НТА) [1,2,4]. Наличие окалина на поверхностях горячекатаного металла влияет на скорость его охлаждения [6,9,10], а также на тепловыделение при фазовых превращениях [7,8], поэтому исследование процесса образования окалина, особенно во вкатанном состоянии, имеет первостепенное значение при производстве горячекатаной продукции.

Исследования механизма образования дефекта «вкатанная окалина» проводили в лаборатории кафедры «Машины и технологии обработки давлением и машиностроения» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И.Носова» (г. Магнитогорск, Россия). Для этих целей разработана и изготовлена лабораторная экспериментальная установка, показанная на рисунке 1.



Рисунок 1 - Общий вид установки для исследований дефекта «вкатанная окалина»

Для моделирования подката горячекатаной полосы использовали различные виды образцов из свинца. Обоснованием выбора материала свинца при моделировании является температура его рекристаллизации.

Дефект поверхности заготовки типа «впадины» моделировали в виде канавки, либо одиночной впадины.

При моделировании окалиноломателя использовались гладкие валки и образцы с различными углами между боковыми поверхностями искусственно сформированных впадин и рифленые валки с углами между боковыми поверхностями рифлений 45, 60, 75, 90, 120°. Рифлеными валками прокатывали гладкие образцы без предварительно нанесенных дефектов. При моделировании последующих клетей стана горячей прокатки использовались гладкие валки и образцы с предварительно нанесенными на них выступами и впадинами с различными углами между их боковыми поверхностями: 50, 60, 80, 110, 120, 130, 140, 150 и 160° (рисунок 2).

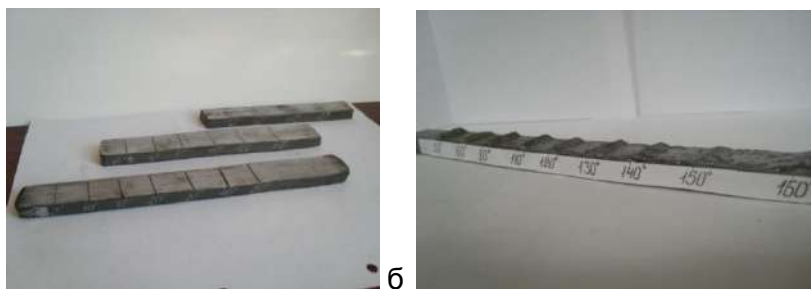


Рисунок 2 - Свинцовый образец с нанесенными искусственными дефектами:
а - типа «впадина»; б - типа «выступ»

Установлено, что выступы рифлений на поверхности валка окалиноломателя оставляют на прокатываемой полосе впадины негативной формы, по боковым поверхностям которых расположены фрагменты окалины.

Таким образом, чтобы избежать риска защемлений во впадинах полосы фрагментов окалины и любых инородных частиц, валки, используемые на окалиноломателе, рекомендуется выполнять с рифлением, угол между боковыми поверхностями которых составляет 75° и более (таблица 1).

Таблица 1- Зависимость угла раствора впадин на прокатанной заготовке от угла рифлений на прокатном валке

Угол рифлений 2α	Углы раствора впадин										Среднее значение
	Номера образцов										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
45°	$43^\circ 40'$	$44^\circ 20'$	$44^\circ 45'$	$44^\circ 10'$	$42^\circ 50'$	$42^\circ 15'$	$43^\circ 25'$	$44^\circ 20'$	$45^\circ 05'$	$45^\circ 10'$	$44^\circ 18'$
60°	$61^\circ 05'$	$60^\circ 15'$	$59^\circ 30'$	$59^\circ 50'$	$60^\circ 45'$	$59^\circ 10'$	$59^\circ 15'$	$60^\circ 05'$	$58^\circ 55'$	$59^\circ 20'$	$60^\circ 04'$
75°	$75^\circ 25'$	$75^\circ 45'$	$74^\circ 30'$	$74^\circ 40'$	$75^\circ 35'$	$75^\circ 50'$	$73^\circ 45'$	$75^\circ 15'$	$74^\circ 40'$	$75^\circ 40'$	$75^\circ 06'$
90°	$91^\circ 00'$	$93^\circ 40'$	$95^\circ 50'$	$88^\circ 25'$	$96^\circ 30'$	$86^\circ 35'$	$93^\circ 10'$	$88^\circ 15'$	$95^\circ 55'$	$94^\circ 25'$	$92^\circ 22'$
120°	$24^\circ 40'$	$26^\circ 10'$	$22^\circ 05'$	$25^\circ 30'$	$26^\circ 10'$	$25^\circ 25'$	$21^\circ 15'$	$23^\circ 45'$	$23^\circ 10'$	$24^\circ 05'$	$124^\circ 04'$

Экспериментально выявлено, что выступы на образцах с углами между их боковыми поверхностями менее 80° вдавливаются в заготовку со сплюсненной вершиной, часть которой наслаивается на основную поверхность образца с защемлением окисной пленки и раскатываются по поверхности образца без наслаиваний при превышении 80° .

Впадины в процессе прокатки образцов закатывают окисную пленку внутрь металла, если угол между их боковыми поверхностями меньше $60...70^\circ$ и выкатывают окисную пленку на поверхность образцов при больших значениях. Большие значения соответствуют впадинам с одинаковой протяженностью вдоль и поперек направления прокатки, а меньшие значения соответствуют впадинам с большой протяженностью в поперечном направлении.

Результаты выполненных исследований позволяют рекомендовать выполнять огневую зачистку поверхностей заготовок с образованием канавок, угол между боковыми поверхностями которых составляет более $60...90^\circ$. Меньшее значение углов раствора канавок от огневой зачистки может сопровождаться смыканием боковых поверхностей канавок в процессе горячей прокатки и закатыванием внутрь металла фрагментов окалины и других неметаллических частиц.

Список литературы:

1. Суфьянов, Д.В. Экспериментальное исследование процесса образования дефекта «вкатанная окалина» с учетом взаимодействия металла с валком / Д.В. Суфьянов, Н.Н. Огарков // Производство проката. – 2009. – №3. – С. 2-4 (издание рекомендовано ВАК).
2. Огарков, Н.Н. Исследование механизма образования дефекта «вкатанная окалина» / Н.Н. Огарков, Д.В. Суфьянов // Современные методы конструирования и технологии металлургического машиностроения: междунар. сб. науч. тр. – Магнитогорск: МГТУ, 2008. – С. 16-22.
3. Ogarkov, N.N. Research on the process of scale pickup on the rolls of the continuous-casting machine and its indentation in continuous cast steel billets / N.N. Ogarkov, S.I. Platov, D.V. Sufianov. V.L. Steblyanko // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. – 2017. – V. 52. – I. 4. – P. 667-671 (Scopus).
4. Огарков, Н.Н. Исследование перемещения фрагментов окислы при деформации впадин с образованием дефекта «вкатанная окалина» и без него / Н.Н. Огарков, С.И. Платов, В.Н. Урцев, Д.В. Суфьянов, Е.С. Шеметова // Труды XI конгресса прокатчиков: 9-11 октября, Магнитогорск, 2017. – С. 107-114.
5. Огарков, Н.Н. Оценка состояния рабочего поверхностного слоя роликов МНЛЗ / Н.Н. Огарков, Д.В. Суфьянов // Процессы и оборудование металлургического производства: межрегион. сб. науч. тр. Вып. 8. – Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. – С. 149-153.
1. Платов, С.И. Исследование технологии ускоренного охлаждения катанки на проволочном стане / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков, О.С. Железков // Обработка сплошных и слоистых материалов. - 2016. - №2(45). - С. 45-48.
2. Гареев, А.Р. Анализ и экспериментальная верификация модели тепловыделения при фазовых превращениях / А.Р. Гареев, С.А. Муриков, С.И. Платов, В.Н. Урцев, А.В. Шмаков // Производство проката. - 2015. - №2. - С. 30-34.
3. Платов, С.И. Improving the controlled cooling after wire rod rolling in the finishing block of stands / С.И. Платов, Н.Н. Огарков, В.А. Некит // Materials Engineering and Technologies for Production and Processing II Editors: A.A. Radionov, G.G. Mikhailov, D.A. Vinnik. - 2016. - С. 620-624.
4. Платов, С.И. Улучшение температурного режима прокатных валков за счет совершенствования их охлаждения в процессе прокатки / С.И. Платов, В.А. Некит, Е.Ю. Звягина, Д.В. Терентьев // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. - 2017. - С. 247-250.
5. Платов, С.И. Математическое моделирование процесса охлаждения металла при прокатке на мелкосортном проволочном стане / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. - 2017. - С. 251-253.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗОК НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ В ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Мурзаев Р.Т., Назаров А.А., Бачурина Д.В.

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, murzaevrt@gmail.com*

Ультразвуковая обработка (УЗО) значительно влияет на структуру и свойства кристаллических материалов [1]. Экспериментально установлено, что результат может быть совершенно разным в зависимости от амплитуды (мощности) и частоты используются. В области низких амплитуд колебаний, дислокации не могут сдвинуть с места, происходит только микропластическая деформация [2]. В случае умеренно высоких амплитуд, когда дислокации становятся подвижными, может происходить их перераспределение и аннигиляция. Наблюдаются процессы релаксации внутренних напряжений [1,3]. При ультразвуковом воздействии с высокими амплитудами, превышающими динамический предел текучести, начинается интенсивная генерация дислокаций. Это способствует формированию ячеистой структуры [4], упрочнению материала [1].

Работ, в которых проводилось численное моделирование ультразвукового воздействия на дислокационные системы, мало. В работе [5] было показано, что воздействие ультразвука на дислокационные границы, формирование которых не завершено из-за действия сил сухого трения, приводит к формированию совершенных границ, не создающих дальнедействующих напряжений. В работах [6] методом моделирования было исследовано поведение системы краевых дислокаций в монокристаллах.

Общим недостатком вышеперечисленных работ по моделированию является то, что в них моделируется воздействие ультразвука на дислокации одной системы скольжения. При этом эффекты, связанные со взаимодействием дислокаций, движущихся в пересекающихся плоскостях скольжения, оказываются недоступными для рассмотрения. В настоящей работе при помощи компьютерного моделирования исследуется релаксация под действием ультразвука неупорядоченной системы дефектов, состоящей из дислокаций, способных двигаться по трем некомпланарным плоскостям скольжения в отдельно взятом модельном зерне поликристалла.

Для проведения моделирования исходное зерно было выбрано квадратной формы. Для имитации неравновесного состояния границ зерен, характеризующегося дальнедействующими полями напряжений, на вершинах квадратного зерна помещены стыковые клиновые дисклинации, образующие квадрупольную конфигурацию (см. рис. 1). В зерне действуют три плоскости скольжения, расположенные под углом 60° друг к другу (рис. 1). Начальные координаты краевых дислокаций в пределах рассматриваемого зерна задавались случайным образом. Для простоты считалось, что на каждой плоскости скольжения находится равное число дислокаций; кроме того, число положительных и отрицательных дислокаций (дислокаций с противоположными знаками вектора Бюргерса) в пределах каждой плоскости также одинаково. Рассматривалось только скольжение дислокаций без учета переползания. В процессе моделирования число дислокаций в системе остается всегда постоянным. Возможные реакции слияния, которые могут происходить между дислокациями, движущимися в разных плоскостях скольжения и встречающимися в одной линии, также не рассматривались. Все четыре границы в зерне считались непроницаемыми для дислокаций, что соответствует случаю большеугловых границ зерен.

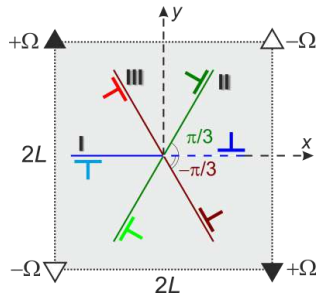


Рисунок 1 - Схематическое изображение модельного квадратного зерна с тремя плоскостями скольжения.

Уравнение движения для i -ой дислокации рассматриваемой системы может быть записано в виде:

$$\frac{dx_i}{dt} = B(\tau_{us}(t) + \tau_{xy}^{d-d}(x, y) + \tau_{xy}^{dq}(x, y))^m \quad (1)$$

Выражение в скобках представляет собой сумму сдвиговых напряжений, действующих на i -ю дислокацию в плоскости скольжения вдоль направления вектора Бюргерса. Первое слагаемое связано с действием внешнего знакопеременного напряжения. Второе слагаемое является суммой сдвиговых напряжений, действующих на i -ю дислокацию со стороны всех остальных дислокаций системы. Третье слагаемое

представляет собой сдвиговое напряжение, создаваемое дисклинационным квадруполем [9].

Система дифференциальных уравнений (1) решалась. При этом использовались безразмерные параметры для расстояния $\tilde{x} = x \cdot \omega / B\tau_0^m$ и времени $\tilde{t} = t \cdot \omega$, подстановка которых в выражение (1) дает

$$\frac{d\tilde{x}_i}{d\tilde{t}} = \left[S_i \sin \tilde{t} + \frac{1}{K} \cdot \tilde{\tau}_{ji}^{d-d}(\tilde{x}_i - \tilde{x}_j, \tilde{y}_i - \tilde{y}_j) + Q \cdot \tau_{xy}^{dq}(\tilde{x}, \tilde{y}) \right]^m, \quad (2)$$

где $S_i = \pm 1$ в зависимости от знака дислокации. Из выражения (2) видно, что скорость движения i -ой дислокации зависит от параметров $K = B\tau_0^{m+1} / Db\omega$, отвечает за взаимодействие между дислокациями и пропорционален амплитуде внешнего знакопеременного напряжения, в то время как второй, $Q = D\Omega / \tau_0$ - за взаимодействие дислокаций с дисклинационным квадруполем и определяющим степень неравновесности границ зерен.

В результате компьютерного моделирования установлено, что действие внешнего знакопеременного поля вызывает значительную перестройку дислокационной структуры, в результате чего дислокации из тела зерна перемещаются в границы зерен. Расчеты показывают, что степень релаксации системы, которая напрямую связана с перестройкой дислокационной структуры, сильно зависит от значений параметров K и Q . Первый из них прямо пропорционален амплитуде внешнего ультразвукового воздействия, а второй определяет степень неравновесности границ зерен. На рис. 2 представлена зависимость шпура напряжений от времени моделирования для различных значений K и при $Q=1.0$. Поскольку значения шпура зависят от данного конкретного распределения дислокаций в системе, то в этом случае для «чистоты» эксперимента все расчеты проводились для одной и той же системы, составленной из 300 случайно распределенных дислокаций. На рис. 3 показаны конечные положения дислокаций после ультразвукового воздействия в течение 5000 периодов колебаний. Были построены карты сдвиговой компоненты поля напряжений. В исходной неупорядоченной системе на рис. 4а уровень напряжений внутри зерна довольно неоднороден. После ультразвуковой обработки большинство дислокаций попадает в границы, поле внутри зерна становится более однородным и значительно уменьшается. Попавшие в границы и выстроившиеся в стенки краевые дислокации частично гасят поле квадруполя и не создают дальнедействующих полей напряжений, как видно на рис. 4в.

Результаты моделирования показывают, что шпур напряжений для рассматриваемого зерна с тремя плоскостями скольжения может уменьшаться в пределах от 7 до 30%. Это близко к тем средним значениям (4-20%), которые были получены для случая дислокаций одной плоскости скольжения [7]. Полученный результат моделирования также удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными работ [8], в которых рентгеноструктурным анализом

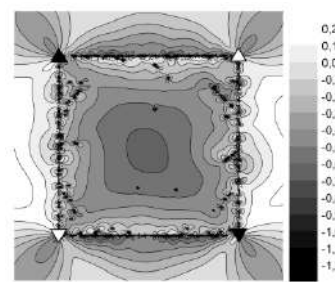
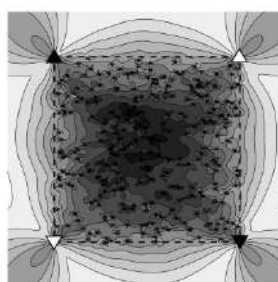
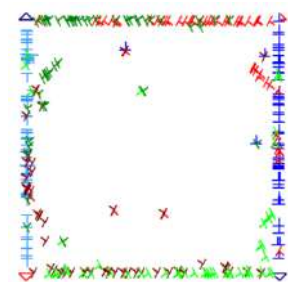
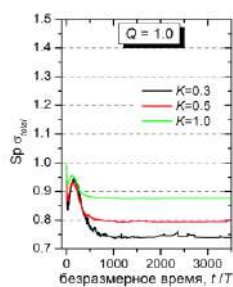


Рисунок 2- Зависимость изменения относительного шпура напряжений, рассчитанная для одной и той же системы от времени УЗО.

Рисунок 3 - Расположение дислокаций в расчетной ячейке после УЗО в течение 5000 периодов колебаний при значениях параметров $K=0.3$ и $Q=1.0$.

а) б)
Рисунок 4 - Карты напряжений сдвиговой компоненты σ_{xy} : а) неупорядоченная система из 300 дислокаций в начальный момент времени до ультразвукового воздействия; б) та же система после ультразвукового воздействия в течение 5000 периодов колебаний.

определены среднеквадратичные упругие микродеформации в ультрамелкозернистых металлах, подвергнутых УЗО с различными амплитудами, и получено изменение микродеформаций в пределах от 10 до 47%.

Таким образом, учет, наряду с «главной», и второстепенных систем скольжения дислокаций приводит к обнаружению новых процессов структурной перестройки в деформированных материалах, происходящих при УЗО. В частности, взаимодействие между дислокациями различных плоскостей способствует образованию субструктуры внутри зерна. Рассмотренная модель все еще является неполной, так как не принимает во внимание такие процессы, как генерация дислокаций, их перемещение, дислокационные реакции, в том числе их аннигиляция и др. Развитие моделирования с учетом казанных факторов позволит глубже понять происходящие при УЗО процессы и целенаправленно влиять на структуру и механические свойства материалов.

Список литературы:

1. В.П. Северденко, В.В. Клубович, А.В. Степаненко. Обработка металлов давлением с ультразвуком, Наука и техника, Минск, 1973.
2. Д. Ниблетт, Дж. Уилкс. Внутреннее трение в металлах, связанное с дислокациями. УФН. 1963. Т. 80. № 1. С. 125-187.
3. Гиндин И.А., Волчок О.И., Неклюдов И.М. Релаксация внутренних напряжений в кремнистом железе под действием ультразвуковых колебаний // ФТТ. 1975. Т. 17. В. 3. С. 655-657.
4. Кулемин, А.В. Ультразвук и диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978. 200 с.
5. Г.В. Бушуева, Г.М. Зиненкова, Н.А. Тяпунина, В.Т. Дегтярев, А.Ю. Лосев, Ф.А. Плотникова. Самоорганизация дислокаций в ультразвуковом поле Кристаллография 53 (2008) 507-512.
6. О.В. Абрамов. Воздействие мощного ультразвука на жидкие и твердые металлы, Наука, Москва, 2000.
7. D.V. Bachurin, R.T. Murzaev, J.A. Baimova, A.A. Samigullina, K.A. Krylova. Ultrasound influence on behavior of disordered dislocation systems in a crystal with non-equilibrium grain boundaries, Letters on materials 6 (2016) 183-188.
8. Мухаметгалина А.А., Самигуллина А.А., Сергеев С.Н., Жияев А.П., Назаров А.А., Загидуллина Ю.Р., Пархимович Н.Ю., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Влияние ультразвуковой обработки на микроструктуру и микротвердость ультрамелкозернистого никеля, полученного методом кручения под высоким давлением. Письма о материалах. 2017. Т. 7. № 2. С. 85-90.

ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ**Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А.***Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
lesya813rys@gmail.com*

Введение. Графен и другие полиморфы углерода являются перспективными объектами для создания новых трехмерных наноматериалов со сложной архитектурой, обладающих уникальными физическими, электронными и механическими свойствами. Мало изученными являются их устойчивость, детали атомной структуры, природа химических связей, а также свойства – электронные, термические, механические и др. Перспективным представляется их применение в электронике, биомедицине, энергетике и пр. Основным структурным параметром для трехмерных углеродных материалов является их степень гибридизации. Можно выделить три основных типа структур: (а) структуры с sp^2 гибридизацией внутри структурных единиц, связанных между собой силами Ван-дер-Ваальса, например, скотированный графен; (б) структуры с sp^3 гибридизацией, например, алмазоподобные фазы и (в) структуры со смешанной гибридизацией, например sp^2 - sp^3 каркасные наноструктуры. В работах [1-3] показано, что свойствами подобных структур можно управлять посредством деформации и температуры, а, следовательно, изучение их деформационного поведения и влияния различных видов деформирования на свойства представляет большой интерес.

Углеродные алмазоподобные фазы (УАФ) представляют собой фазы, состоящие из углеродных атомов, в которых каждый атом, как в алмазной структуре, образует четыре σ -связи с соседними атомами. К настоящему времени проведены молекулярно-динамические исследования механических свойств и рассчитаны константы упругости для УАФ на основе фуллереноподобных молекул [4, 5]. В результате были найдены структуры-ауксетики, т.е. материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона.

В данной работе рассмотрены УАФ различной конфигурации на основе фуллереноподобных молекул. Методом молекулярной динамики исследовано их деформационное поведение и проанализированы структурные особенности.

Описание модели. Для исследования были выбраны структуры пяти устойчивых алмазоподобных фаз [4, 5], которые представляют собой sp^3 -материалы. Общей особенностью рассмотренных в работе УАФ являются (1) структура подобная алмазу, (2) sp^3 -гибридизация атомов, и (3) фуллереноподобные молекулы в качестве базовой структурной единицы. Структуры, образованные сшивкой фуллереноподобных молекул имеют обозначение А3, А7, А8, А9, а структуры, образованные совмещением фуллереноподобных молекул с замещением атомов в месте соединения – обозначение В. Примеры УАФ, изображенных в перспективе, показаны на рисунке 1.

В данной работе исследованы устойчивые фазы под действием гидростатического сжатия, на примере А7, поскольку поведение структур аналогично и наибольший интерес представляет сам по себе механизм деформирования.

Моделирование проводилось с использованием пакета моделирования LAMMPS (Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator) с эмпирическим потенциалом межатомного взаимодействия AIREBO. Данный потенциал был успешно использован для исследования тепловых и механических свойств различных углеродных систем. Для создания необходимых структур была использована написанная авторами программа, а необходимые исходные данные координат атомов для построения структур были взяты из [6]. Первым шагом является релаксация структуры до глобального минимума энергии, что позволяет обнаружить устойчивые УАФ. Затем

ячейка моделирования деформируется в гидростатическом режиме ($\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z = \varepsilon$), где ε - параметр, монотонно уменьшающийся со скоростью деформации $0,005 \text{ пс}^{-1}$. Процедура релаксации и сжатия была проведена для всех устойчивых структур для оценки их механических свойств. Моделирование проводилось при температуре 1 К, температурный режим поддерживался с помощью термостата Носе-Хувера.

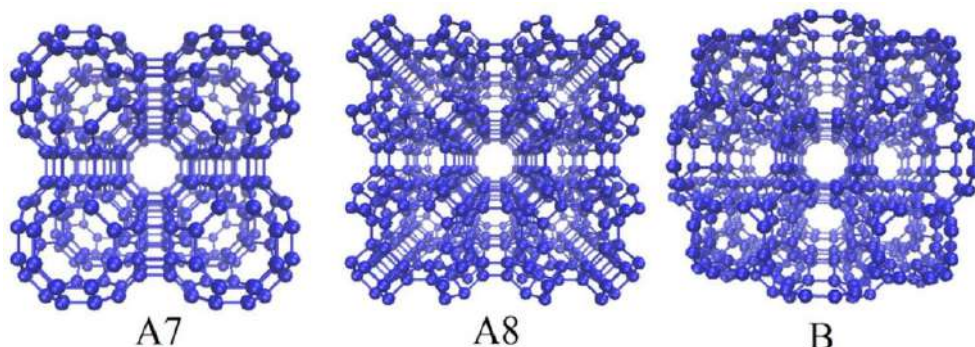


Рисунок 1- Пример устойчивых конфигурации исследуемых УАФ

Результаты. На рисунке 2 представлена зависимость гидростатического давления от приложенной деформации для пяти устойчивых УАФ. Все структуры могут быть гидростатически сжаты до плотностей порядка плотности алмаза ($3.5 - 3.53 \text{ г/см}^3$), однако на графике кривые представлены только в диапазоне, где сохраняется кристаллический порядок. Из анализа кривых видно, что существует два характерных вида кривых: с малым (A3 и A8) и большим (A7, A9 и B) плато. Плато на кривой появляется при переходе структуры из кристаллического в аморфное состояние, о нарушении кристаллического порядка свидетельствует изменение характера функции радиального распределения.

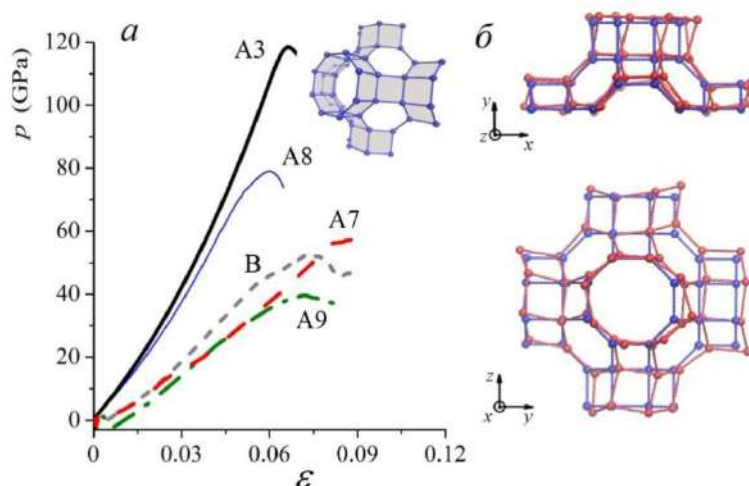


Рисунок 2 - (а) Зависимость гидростатического давления от деформации для устойчивых УАФ при гидростатическом сжатии. (б) Структура A7 в проекции на плоскости yz и xz в начальный и конечный момент времени.

На рисунке 2б показаны структурные изменения на примере A7. Как видно деформирование структуры происходит за счет изменения валентных углов между связями. В начальный момент времени в структуре есть только углы величины 90° и 120° и их изменение происходит уже при малых деформациях. Детальный анализ структуры показал, что в процессе деформирования квадраты трансформируются в ромбы. Деформация также сопровождается изменением длин валентных связей,

причем, при больших степенях деформации происходит даже небольшое удлинение связей, что характерно и для структуры алмаза [7].

Выводы. Для всех рассмотренных УАФ было обнаружено аналогичное деформационное поведение, описанное на примере УАФ А7: (i) изменение валентных углов и длин валентных связей, которое обеспечивает достаточно большие степени сжатия; (ii) сжатие может осуществляться до плотностей близких к плотности алмаза, однако при больших плотностях структура теряет кристаллический порядок и переходит в аморфную; (iii) выделено два типа деформационного поведения – переход к аморфному состоянию при плотности близко к плотности алмаза (структуры А3 и А8) и переход к аморфному состоянию уже при малых плотностях (структуры А7, А9 и В).

Работа поддержана грантом Президента Российской Федерации для поддержки молодых российских учёных - докторов наук (МД-1651.2018.2)

Список литературы:

1. Баимова Ю. А., Мурзаев Р. Т., Дмитриев С. В. // ФТТ. – 2014. – 56. – С. 1946
2. Vaimova J.A., Liu B., Dmitriev S.V., Srikanth N., Zhou K. // Phys. Chem. Chem. Phys. – 2014. - 16, - P. 1950.
3. Vaimova J. A, Liu B., Dmitriev S. V., Kun Zhou. // Journal of Physics D: Applied Physics. - 2015. - 48. - P. 095302.
4. Лисовенко Д.С., Баимова Ю.А., Рысаева Л.Х., Городцов В.А., Дмитриев С.В. // ФТТ. - 2017. - 59.- С. 801.
5. Lisovenko D. S., Vaimova J. A., Rysaeva L. Kh., Gorodtsov V. A., Rudskoy A.I., Dmitriev S. V. // PSS (b). – 2016. – 1-8. - P. 1295.
6. Грешняков В.А., Беленков Е.А., Березин В.М. Кристаллическая структура и свойства углеродных алмазоподобных фаз. Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ.-2012. -150 с.
7. Occelli F., Loubeyre P., Letoullec R. // Nat Mater. – 2003. – 2. – P. 151.

О ВЛИЯНИИ СКОРОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ
НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ, СВЯЗАННЫЕ С
ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ В СПЛАВАХ С ЭПФ

Хлопков Е.А.¹, Вьюненко Ю.Н.², Журбенко П.Н.³, Затульский Г.З.⁴

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Российская Федерация, hlopkov@elisey@mail.ru

² ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, Российская Федерация

³ ЗАО "Пролетарий", Сураж, Российская Федерация

⁴ Физико-технологический институт металлов и сплавов НАНУ, Киев, Украина

Наблюдение за работой малогабаритных прессов ШеР, действующих на эффекте памяти формы (ЭПФ), выявило особенности формоизменения кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ, "металлические мышцы"). Продеформированные растяжением и находящиеся под действием растягивающих усилий во время установки в ШеР "металлические мышцы" в процессе медленного нагрева с термостатом вблизи температур обратного превращения начинали удлиняться [1, 2]. Если же пресс помещался в разогретый термостат, то деформационного процесса, противоположного по направлению ЭПФ ("противоход") не отмечали. "Металлические мышцы" изготавливали из проволоки диаметром 2мм в виде бухты из 4–6 витков. Химический состав сплавов, выбранных для изготовления КСПЭ, близок к эквиатомному.

Изучение возможности подготовки "металлических мышц" к работе в ШеРах за счет деформаций пластичности превращения показало, что возрастание скорости охлаждения конструкций под нагрузкой приводит к уменьшению деформационных эффектов (рис.1). Одновитковый силовой элемент при 130°С представлял вытянутый овал длиной 73мм. По направлению максимального диаметра к нему была приложена сила ~6,4Н. В процессе охлаждения с термостатом овал вытягивался на 7,3мм. При этом нагрузка, действующая на него, уменьшилась до 2,2Н (кривая 1, рис.1).

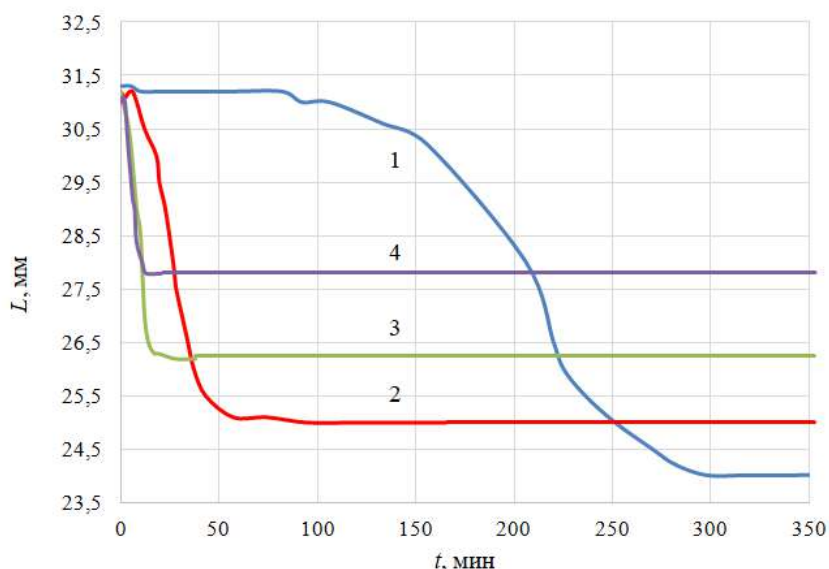


Рисунок 1 - Влияние скорости охлаждения на формоизменение овала из проволоки TiNi:

1 – охлаждение с печью; изотермически:

2 – при 26°С, 3 – 6°С, 4 – (-2)°С

При охлаждении силового элемента в изотермических условиях с комнатной температурой (26°C) деформационный эффект снижается на 1мм, а конечное усилие, действующее на кольцо составило ~2,75Н (кривая 2, рис.1).

Охлаждение при 6°C (кривая 3, рис.1) и при (-2)°C (кривая 4, рис.1) приводит к изменению характеристического размера на 5мм и 3,5мм соответственно. А конечные усилия были равны 3,4Н (для кривой 3, рис.1) и 4,4Н (для кривой 4 на рис.1).

В рамках математической модели механизма остаточных напряжений эффекта памяти формы был проведен расчет эволюции температурных полей при скачкообразном изменении температуры на поверхности цилиндра из сплава TiNi [3]. В численном эксперименте были приняты границами прямого превращения температуры $M_s=50^\circ\text{C}$, $M_f=40^\circ\text{C}$. На рис.2а видно, возникая в приповерхностном слое, гетерофазная зона, постепенно расширяясь, движется к центру цилиндра. При этом максимальный охват объема образца гетерофазным состоянием составил ~64%. В случае второго режима охлаждения (рис.2б) гетерофазное состояние охватывает практически всю конструкцию в течении нескольких секунд.

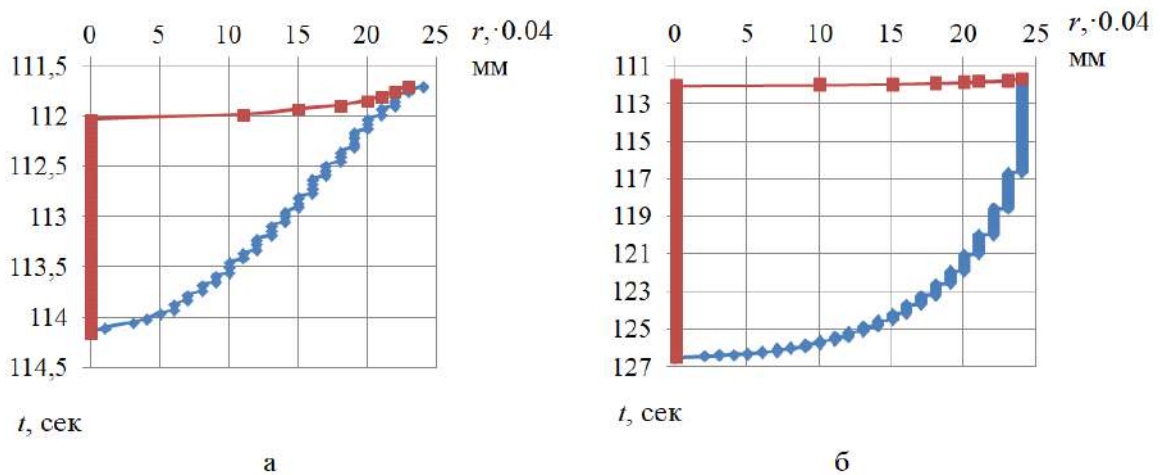


Рисунок 2- Границы прямого мартенситного превращения в круглом сечении с течением времени при резком изменении температуры на поверхности от 130°C до 0°C (а), до $M_f=40^\circ\text{C}$ (б) и дальнейшей скорости охлаждения $\dot{T}=0,1^\circ\text{C}$

Аналогичные результаты были получены и для случая "противохода" в нагруженных "металлических мышцах" при работе ШеРа. А также для спиралей из сплава CuZn18Al7 [4]. Изучение развития ЭПФ в этих конструкциях, в присутствии силового воздействия вдоль оси, показало, что наряду с изменением высоты спирали во время фазовых превращений происходит её закручивание. На начальной стадии нагрева спирали происходит вращение верхнего образца относительно основания "по часовой стрелке". С началом роста высоты h в условиях реализации ЭПФ направление вращения меняется. Диаметр проволоки ~4мм. Высота спиралей составляла 42-48 мм при плотном прилегании витков. Внешний диаметр образца был равен ~20мм.

Эксперименты показали, что изменение положения верхнего витка относительно основания также зависит от скорости нагрева (рис.3). Угол поворота при быстром нагреве составил лишь 2° (кривая 1 на рис.3), а при медленном – 7° (кривая 2 на рис.3). В первом случае образец помещали в разогретый до 120°C термостат, во втором образец нагревали вместе с термостатом со скоростью 1°C/мин.

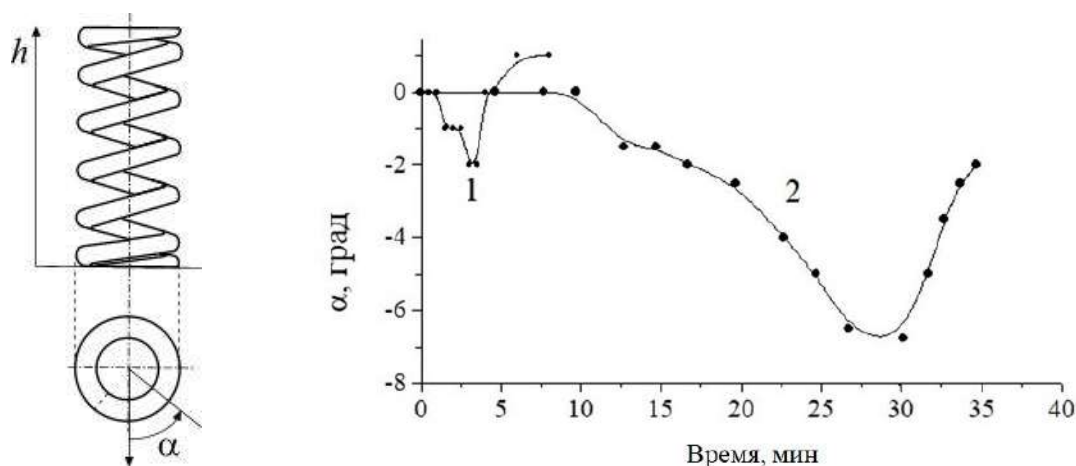


Рисунок 3 - Изменение α от времени при разных режимах нагрева спирали из сплава CuZn18Al7:
1 – изотермически при $T=130^{\circ}\text{C}$,
2 – от 26°C до 130°C при $\dot{T}=1^{\circ}\text{C}/\text{мин}$

Анализ опытных данных и результатов численного эксперимента показал, что охват гетерофазным состоянием всего объема конструкции гарантирует максимальные деформационные эффекты при реализации возможностей пластичности материала в области температур прямого превращения.

Во время медленного нагрева падение упругих характеристик материала по всему объему конструкции вблизи температур обратного мартенситного превращения дает возможность реализации деформационного эффекта "противохода".

ЛИТЕРАТУРА

1. Тихомиров А.А., Артемьев И.В., Вьюненко Ю.Н. Эффект памяти формы и деформационное поведение кольцевых силовых пучковых элементов / В сб. материалов ХХ/ Петербургских чтений по проблемам прочности – С.-Петербург, 2014.– С.248-250.
2. Вьюненко Ю.Н., Хлопков Е.А., Волков Г.А. Механические свойства "металлических мышц" из материалов с эффектом памяти формы / Перспективные материалы и технологии: монография. В 2-х т. Т.1. Глава 25. / В.А. Андреев [и др.]; под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО "ВГТУ", 2017. – С. 412-429.
3. Вьюненко Ю.Н. Механизм эффекта памяти формы, обусловленный эволюцией поля остаточных напряжений // Материаловедение. - 2003. - N 12. - С. 2-5.
4. Вьюненко Ю.Н., Затульский Г.З., Куликов А.А., Солдатова Ю.В.. Исследование силовых спиральных ЭПФ-элементов из сплава CuZnAl / Науч. труды IV Междунар. семинара «Современные проблемы прочности» им. В. А. Лихачева. Т.2. – Великий Новгород, 2000. – С. 142-147.

РЕГИСТРАЦИЯ ЛАЗЕРНОГО УЛЬТРАЗВУКА МАССИВОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ**Кожушко В.В.¹, Сергиенко В.П.¹, Мышковец В.Н.²**¹*Государственное научное учреждение «Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого НАН Беларуси», г. Гомель, Республика Беларусь, vkozhusko@mail.ru*²*Учреждение образование «Гомельский государственный университет имени Ф. Скорины», г. Гомель, Республика Беларусь*

Металлические композиты замещают материалы предыдущих поколений, чем вызывают повышенный интерес материаловедов. Измерение упругих модулей новых материалов – важная задача, решение которой необходимо, чтобы подтвердить соответствие фактических свойств значениям, требуемым в конструкциях и изделиях. Свойства металлических композитов в значительной степени определяются материалом, составляющим основу объёма или матрицу. Кроме этого свойства поликристаллических материалов зависят как от композиционного состава, так и от среднего размера зёрен, которые являются анизотропными кристаллитами. Перспективным представляются методы диагностики композитных материалов с использованием ультразвуковых импульсов, скорость распространения и затухание которых существенно зависит от микроструктуры. Основными сложностями экспериментальных методов является возбуждение и регистрация коротких зондирующих импульсов в диапазоне частот наиболее оптимальном для исследований. Недостатки контактных методов связаны с требованиями по подготовке поверхности и обеспечением акустического контакта, через наличие тонкого слоя звукопроводящей жидкости, контролировать толщину которого сложно. Кроме того, диаметр контактного пятна должен быть достаточным, что делает затруднительным проведение измерений в образцах малых размеров. Альтернативой контактными методами является оптико-акустическое преобразование для возбуждения зондирующих импульсов и электро-магнитные акустические преобразователи, работающие в режиме регистрации [1, 2].

Оптико-акустическое преобразование наносекундного импульсного лазерного излучения в металлах приводит к возбуждению продольных, сдвиговых и поверхностных ультразвуковых импульсов. Эффективность возбуждения и спектр импульсов определяется теплофизическими свойствами материалов и параметрами лазерного излучения, такими как длительность импульса и размер пятна на поверхности образца. Для регистрации объёмных и поверхностных волн в работе предлагаются образцы в форме полудисков с радиусом 10 мм и толщиной 5 мм. Лазерное излучение фокусируется цилиндрической линзой вдоль осевой линии, образующей цилиндрическую поверхность образца. При такой геометрии оптико-акустического источника в образце возбуждаются объёмные и поверхностные упругие волны, распространяющиеся к периферии, при этом сдвиговые импульсы поляризованы в плоскости образца. Вдоль цилиндрической поверхности образца на двухсторонней печатной плате размещены 5 катушек электромагнитных акустических преобразователей, подключённых к широкополосным предварительным усилителям. Для компактности усилители были собраны на этой же печатной плате, изображение которой представлено на Рис. 1. В качестве катушек использованы промышленные индуктивности, изготовленные из медной проволоки и имеющие ферритовый сердечник. Резонансная частота катушек равна 26 МГц, а индуктивность составляет 10 мкГн. Линейные размеры катушек заключены в объём 2,8x2,8x2 мм³. На печатную плату катушки припаяли, положив на боковую поверхности. Таким образом, реализована схема многоэлементной регистрации, позволяющая одновременное измерение скорости различных ультразвуковых импульсов и проведение оценки упругих модулей. Простота изготовления и низкая себестоимость решения делают его перспективным для решения ряда задач неразрушающего контроля и диагностики металлов и композитов на металлической основе.

Для возбуждения ультразвука использовалось излучение Nd:YAG лазера компании LOTIS Tii модели LS-2131M-10, работающей в режиме модулированной добротности на длине волны 532 нм, с энергией в импульсе порядка 10 мДж и длительностью приблизительно 10 нс при частоте повторения 10 Гц. Сигналы ЭМА преобразователей регистрировались осциллографом UTB-TREND 722-200-7, компании UNI-T с верхней границей аналоговой полосы 200 МГц при частоте дискретизации 1 ГГц. Для регистрации момента воздействия лазерного импульса на поверхность образца использовали фотодиод Hamamatsu S5971-1. Лазерное излучение фокусировалось цилиндрической линзой диаметром 25 мм с фокусным расстоянием 60 мм на плоскую поверхность образца, где в результате абляции материала остаются незначительные отпечатки. В эксперименте излучение лазера фокусировалось в отрезок длиной ≈ 4 мм и шириной порядка 0.1 мм, позиционирование пятна вдоль оси полудиска выполнялось микрометрическим столиком. Радиус цилиндрической поверхности образцов равен 10 мм, а толщина – 5 мм.

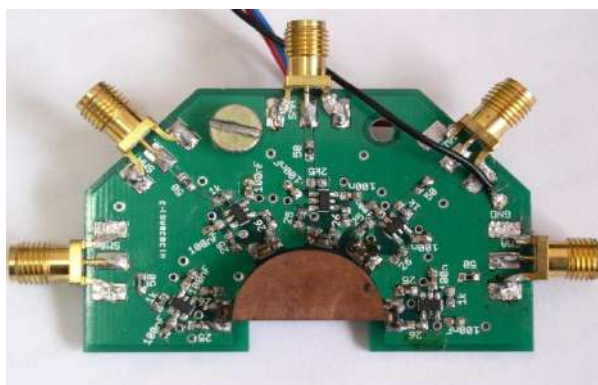


Рисунок 1 - Изображение многоэлементного регистрирующего устройства с образцом.

Механизм оптико-акустического преобразования в металлах подробно рассматривался в ряде работ, см. например [3]. В результате поглощения лазерного излучения в слое толщина которого составляет десятки нанометров, в материале возникают тепловые источники. За время действия лазерного импульса глубина диффузии тепла определяется из выражения $\sqrt{\tau\chi}$, где τ – длительность лазерного импульса, χ – температуропроводность металла. Оценки показывают, что даже в материалах с высокой температуропроводностью, глубина тепловой диффузии не превышает несколько микрометров, из чего можно сделать вывод, что изменение температуры за время действия лазерного импульса происходит в тонком приповерхностном слое, расширение которого создаёт упругие импульсы. Диаграмма направленности импульсов зависит от остроты фокусировки лазерного излучения и в случае острой фокусировки приближается к диаграмме направленности точечного источника. В данной работе фокусировали цилиндрической линзой, что уменьшает дифракционные потери для объёмных и поверхностных волн. Решение задачи о возбуждении ультразвуковых импульсов можно выполнить с применением метода передаточных функций, позволяющего разделить влияние свойств поглощающей среды от параметров лазерного импульса, таких как профиль огибающей интенсивности и длительность импульса. Важно отметить, что спектр возбуждаемых импульсов значительно шире регистрируемых ввиду рассеяния и поглощения ультразвука.

Пример сигнала, зарегистрированного в образце поликристаллической меди М1, представлен на Рис. 2. Полученное значение скорости звука продольного импульса составило $4,60 \pm 0,05$ км/с, что несколько меньше табличного значения 4,70 км/с, а

значение для сдвиговой волны составляет $2,20 \pm 0,05$ км/с, что близко к табличному значению 2,26 км/с [4]. Точность измерений оценивается не хуже, чем 2%.

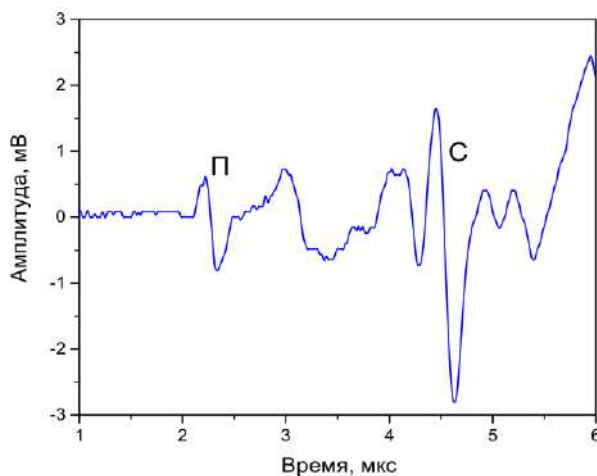


Рисунок 2 - Опико-акустические сигналы, зарегистрированные в поликристаллической меди М1. Литера «П» обозначает продольный импульс, а «С» – сдвиговой импульс.

В работе показана возможность уменьшения линейных размеров отдельного ЭМА преобразователя и реализация многоэлементного режима для образцов имеющих форму полудисков за счёт применения промышленных индуктивностей вместо плоских катушек, изготовленных вручную. Отметим, что полудисковая форма образцов выбрана для удобства проведения измерений скоростей объёмных и поверхностных ультразвуковых волн. Усилители сигналов, возбуждаемых в катушках, выполнены на двухсторонней печатной плате, с выводами в высокочастотные коаксиальные разъёмы. Решение поставленной задачи по измерению скорости и определению модулей сохраняет подход высокочастотной бесконтактной регистрации.

В заключении отметим, что предложенный подход многоэлементного измерения возбуждаемых лазером объёмных и поверхностных ультразвуковых импульсов имеет хорошие перспективы для применения в решении задач неразрушающего контроля и диагностики металлов и композитов на их основе.

Список литературы:

1. V. V. Kozhushko, V. P. Sergienko, Y. N. Mirchev, A. N. Alexiev, Characterisation of composites by laser ultrasound//Non-destructive Testing and Repair of Pipelines, Editors: E.N. Barkanov, A. Dumitrescu, I. A. Parinov. Springer, p. 209-225, (2018).
2. В.В. Кожушко, В.П. Сергиенко, В.Н. Мышковец / Определение модулей металлических композитов бесконтактной регистрацией опико-акустических импульсов // Учен. зап. физ. фак-та Моск. Ун-та., Т. 5., С. 1751001-1-4, (2017).
3. I. M. Pelivanov, D. S. Kopylova, N. B. Podymova, and A. a. Karabutov, Optoacoustic method for determination of submicron metal coating properties: Theoretical consideration // J. Appl. Phys. 106, p. 1-8, (2009).
4. Физические величины: Справочник, под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, С. 1232, (1991).

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В.

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия, pushin@imp.uran.ru

Как известно, создание новых материалов и технологий их производства всегда являлось одной из важных задач физического материаловедения. Подавляющее большинство металлических материалов, предназначенных для различных сфер деятельности человека, используется в качестве конструкционных. Другой общностью материалов, назначение и применение которых в основном определяется их особыми и подчас уникальными физико-техническими характеристиками, являются так называемые функциональные материалы. К ним относятся различные материалы со специальными свойствами (электрическими, магнитными, температурно зависящими, химическими и др.). Ярким представителем функциональных и одновременно конструкционных материалов являются так называемые интеллектуальные (или smart) металлические сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектами памяти формы (ЭПФ). В последние 25-30 лет самые разные сплавы, которые испытывают ТМП, были исследованы прежде всего структурными методами и накоплены обширные данные, касающиеся различных аспектов ТМП. В преддверии ТМП были обнаружены предпереходные или предмартенситные явления (размягчение упругих модулей и фононных мод, особые наноструктурные состояния). Установлено, что сплавы на основе никелида титана в этом классе материалов выделяет комплекс чрезвычайно важных характеристик: самые высокие прочностные и пластические свойства, уникальные эффекты термомеханической памяти (ЭПФ и сверхупругости) высокая надежность, термомеханическая, механотермическая и термоциклическая долговечность, свариваемость, жаропрочность, коррозионная стойкость, биологическая совместимость. В то время как многие другие сплавы с ЭПФ - потенциальные кандидаты для практического использования по их поведению в монокристаллическом состоянии, не обладают многими необходимыми для применения характеристиками (в том числе достаточной пластичностью и деформируемостью) в поликристаллическом состоянии. Эти обстоятельства пока делают незаменимыми сплавы никелида титана, и обуславливают в настоящее время и в будущем их широкое, а в ряде случаев, например в медицине, в электронике и электротехнике, в авиации и космонавтике, на транспорте и в бытовой технике исключительное практическое применение в качестве функционального материала нового поколения.

Представлен обзор современного состояния проблемы создания поликристаллических сплавов с ТМП и ЭПФ в высокопрочном и пластичном состоянии. Для целого ряда полученных в мелкозернистом состоянии квазибинарных сплавов на основе никелида титана, легированных железом, кобальтом, медью, цирконием, гафнием, палладием, платиной, золотом, установлены основные зависимости критических температур ТМП от концентрации легирующих добавок (рис. 1). Обнаружено, что критические температуры ТМП и механические свойства сплавов очень чувствительны к отклонению их химического состава от квазибинарного, что обусловлено возможными процессами распада с выделением охрупчивающих фаз и изменением степени атомного порядка в B2- матрице.

Контролируемое поликомпонентное легирование сплавов на основе никелида титана, учитывающее изменение химического состава B2 аустенита при выделении избыточных фаз, позволяет регулировать их стабильность по отношению к ТМП.

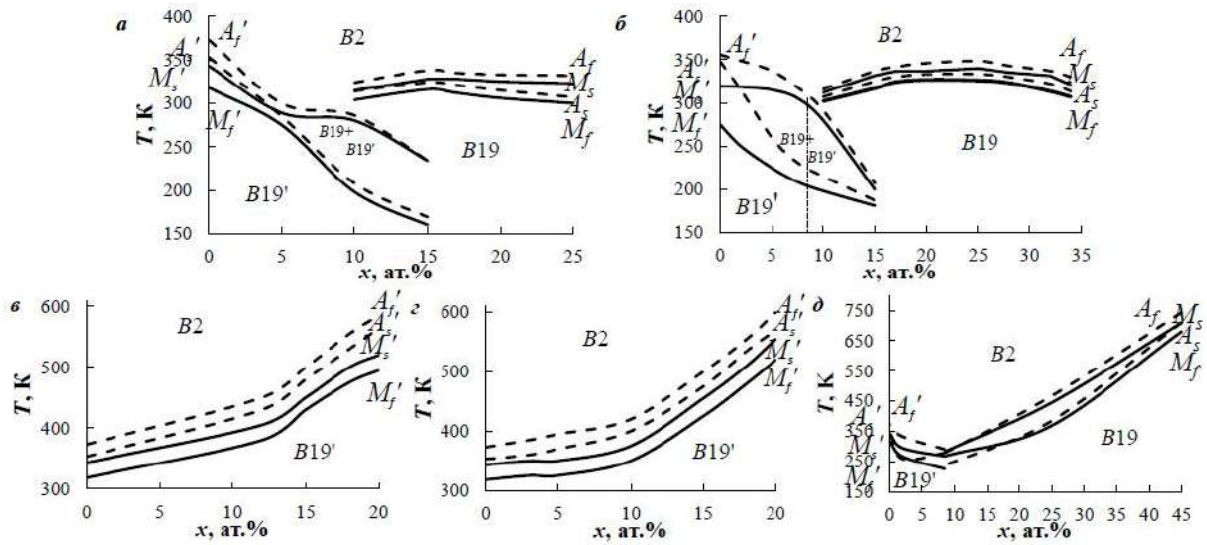


Рисунок 1- Диаграммы ТМП МЗ сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x \leq 25$ ат.%) (а), $Ni_{50}Ti_{50-x}Hf_x$ ($0 \leq x \leq 20$) (в), $Ni_{49.5}Ti_{50.5-x}Zr_x$ ($0 \leq x \leq 20$) (г) и $Ti_{50}Ni_{50-x}Pd_x$ ($0 \leq x \leq 45$) (д) и УМЗ сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x \leq 35$ ат.%) (б)

Применение разных методов термической и термомеханической обработки обеспечивает достаточно эффективное изменение их зеренной структуры, тонкой структуры и морфологии мартенситных фаз (рис. 2) и открывает уникальные возможности управления фазовыми превращениями и связанными с ними физико-механическими свойствами. Мелко- и ультрамелкозернистые (МЗ, УМЗ) сплавы можно получать, используя высокотемпературные термомеханические обработки (ВТМО) или, например, равноканальное угловое прессование (РКУП) (рис. 3 а).

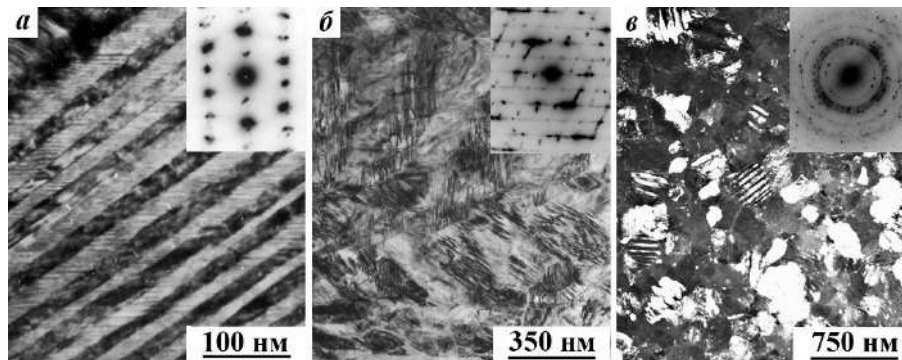


Рисунок 2- Светло- (а, б) и темнопольное (в) электронно-микроскопические изображения и соответствующие электронограммы (на вставках) тонкодвойникованного пакетного B19'-мартенсита МЗ-сплавов $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ (а), $Ni_{50}Ti_{32}Hf_{18}$ (б) и УМЗ $Ni_{45}Ti_{32}Hf_{18}Cu_5$ (в)

Был установлен ряд принципов достижения сверхвысокой прочности УМЗ сплавов на основе никелида титана с ЭПФ за счет мегапластической деформации кручением под высоким давлением (КВД). Максимально эффективно КВД в целях предельного измельчения всех структурных составляющих, и прежде всего зерна, в сплавах на основе TiNi при пониженных температурах деформации ($0,2-0,3 < T_{пл}$), когда накопление дефектов максимально, а развитие релаксационных процессов заторможено. Техника КВД обеспечивает в условиях высокого давления (3-8 ГПа) предельные режимы пластической деформации ($\epsilon=5-7$ единиц за один полный оборот). Интересно, что деформация на 5-10 оборотов приводит к атомному разупорядочению, а затем и к практически полной аморфизации сплавов. Однако повышение температуры КВД от комнатной до 200-250°C формирует в данных сплавах

нанокристаллическое состояние со средним размером зерен в пределах 10-20 нм, а аморфное состояние получить уже не удастся. Нагрев аморфных КВД-сплавов до неожиданно низких температур (~200°C в отличие от 450-500°C для аморфных быстрозакаленных из расплава, БЗР, сплавов), приводит к началу процесса нанокристаллизации. Физической причиной этого является то, что после КВД аморфная сильно наклепанная матрица уже содержит центры для последующей тотальной нанокристаллизации в виде включений с искаженной, но близкой к В2-решетке атомной структурой. При низкотемпературном отпуске аморфных сплавов на основе TiNi легко удается реализовать высокооднородные по размеру зерен и объему сплавы УМЗ состояния, что очень важно особенно в практическом отношении.

Нанокристаллизация приводит к рекордным значениям прочностных свойств и обеспечивает привлекательные структурную стабильность и свойства также при повышенных температурах испытаний (до 400-500°C), в том числе прочность (до 1,5 МПа) и деформируемость (до 100-120%). Вместе с тем, для таких материалов критически важным становится резкое снижение их пластичности и смена механизма разрушения на хрупкий межкристаллитный и поэтому требуется оптимизация УМЗ структуры, позволяющая повысить их пластичность (рис. 3 б).

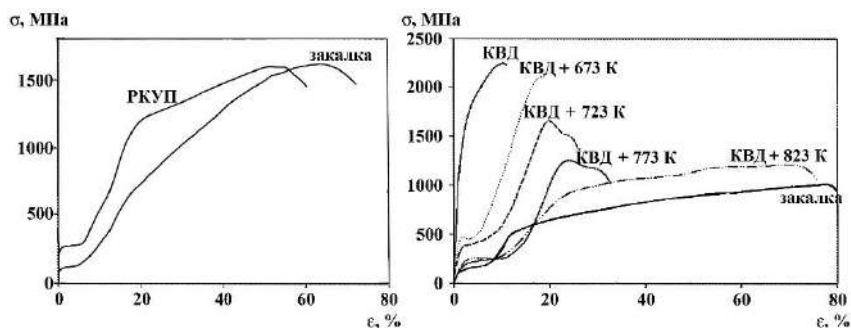


Рисунок 3 - Инженерные кривые «σ-ε» при растяжении сплава Ti_{49,4}Ni_{50,6}: а) после закалки и РКУП (8 проходов при 723 К); б) после закалки, КВД на 5 оборотов и последующих отжигов

В заключение отметим, что к новому перспективному классу материалов с высокотемпературными и магнитоуправляемыми ТМП и ЭПФ относятся квазибинарные сплавы на основе Ni-Mn с аналогичной мартенситной морфологией (рис. 4).

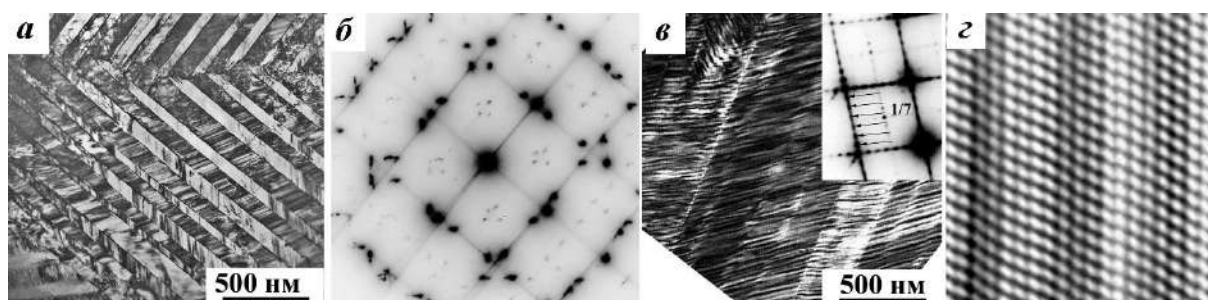


Рисунок 4- ПЭМ изображения 2М-(а) и 14М-мартенсита (в), соответствующие микроэлектронogramмы (б и в, на вставке) и картина прямого атомного разрешения 14М-мартенсита (г)

Работа выполнена в рамках госзадания по теме «Структура» №АААА-А18-118020190116-6, а также по РНФ №15-12-10014.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ВК6, ВК8 И Т5К10, ПРОШЕДШИХ ОБЪЕМНОЕ ИМПУЛЬСНОЕ ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ

¹ Пинахин И. А., Черниговский В. А., Брацихин А. А., Ягмуров М. А., Сугаров Х. Р.,
²Мезенева И.А.

1 Северо-Кавказский федеральный университет, г. Ставрополь, Россия,

2 ОАО «ТТ Аналитика», г. Москва, Россия

e-mail: Irina.mezeneva@thermot techno.ru

Для увеличения эксплуатационного ресурса режущих инструментов и деталей машин используют различные методы упрочнения. При этом существенный недостаток применения методов — недостаточные исследования влияния тех или иных источников высококонцентрированных потоков энергии на свойства инструментальных и конструкционных материалов. В ряде случаев могут формироваться так называемые экстремальные условия рабочей среды (высокое давление, напряженно-деформированное состояние материала, большие деформации и скорости деформаций, состояние вещества, характеризующееся высокой концентрацией энергии, и др.), что приводит к непредвиденным результатам изменения механических свойств материалов. При использовании метода объемного импульсного лазерного упрочнения (ОИЛУ), экстремальные условия выражаются в быстром (до 0,1 с) перераспределении большой по значениям энергии лазерного импульса (до 200 кДж, или плотности энергии до 50 ГДж/м) сначала в тепловую энергию нагрева материала, а затем в механическую энергию ударной волны. За счет ударной волны происходят качественные преобразования в материале упрочняемого образца, приводящие к изменению его механических свойств.

Цель работы — исследование механических свойств широко применяемых при изготовлении режущих инструментов твердых сплавов ВК6, ВК8 и Т5К10 с помощью традиционных методов (исследования микротвердости и абразивной износостойкости) и сравнение полученных данных с результатами рентгеноструктурного анализа. Размеры исследованных образцов сплавов составляли 50 x 15 x 15 (исследование микротвердости и абразивной износостойкости) и 100 x 30 x 25 мм (рентгеноструктурный анализ). Исследование прочности на изгиб проводили согласно ГОСТ 27034-86 (ИСО 4506-79).

Прочность на изгиб исследовали с помощью универсальной однозонной электромеханической испытательной машины LabTest 6.600 оснащенной программным обеспечением с возможностью определения девяти параметров, построения графиков и статистической обработки результатов измерений. Микротвердость с помощью микротвердомера Innovatest 423D, с системой автоматизированного определения параметра, документирования и анализа снимков (шаг 4 мм). Испытания на абразивный износ проводили на универсальной машине трения МТУ-01, Россия (схема «пальчиковый образец — вращающийся круг», скорость вращения 62 м/мин). При этом исходные и упрочненные образцы чередовали. Образцы взвешивали на аналитических весах AND HR-200 (точность до 0,1 мг)

Для рентгеноструктурного анализа использовали рентгеновский дифрактометр ARL EXTRA (излучение CuK α , I = 1,5406 А). Результаты обрабатывали с помощью программы Crystallographica Search Match Version 3.1.0.2. Для последовательного изучения отдельных зон образцов применяли точечный коллиматор (диаметр точечного пучка 0,5 мм). При этом исследовали области на поверхности образцов на расстоянии 8-32 мм от места облучения до главной режущей кромки (шаг 4 мм).

ОИЛУ проводили на твердотельном Nd:YAG лазере «ЛИС-200» в одномодовом режиме свободной генерации при следующих режимах: энергия в луче лазера 50 - 200

Дж (плотность энергии 2,5 - 50 ГДж/м²), длительность лазерного импульса 0,5 - 4,0 мс, диаметр луча лазера 1,0 - 2,5 мм. Сплавы ВК6, ВК8, Т5К10 подвергали также производственным испытаниям (режущий инструмент — проходной резец с напайной пластиной; обрабатываемый материал — серый чугун СЧ 15; обрабатываемая поверхность — литейная корка; скорость резания — 86 м/мин, подача 0,52 мм/об, глубина резания 1,0 мм). Результаты измерений изменения механических свойств (микротвердости, прочности на изгиб, абразивной износостойкости сплавов) в зависимости от режима ОИЛУ представлены на рис. 1.

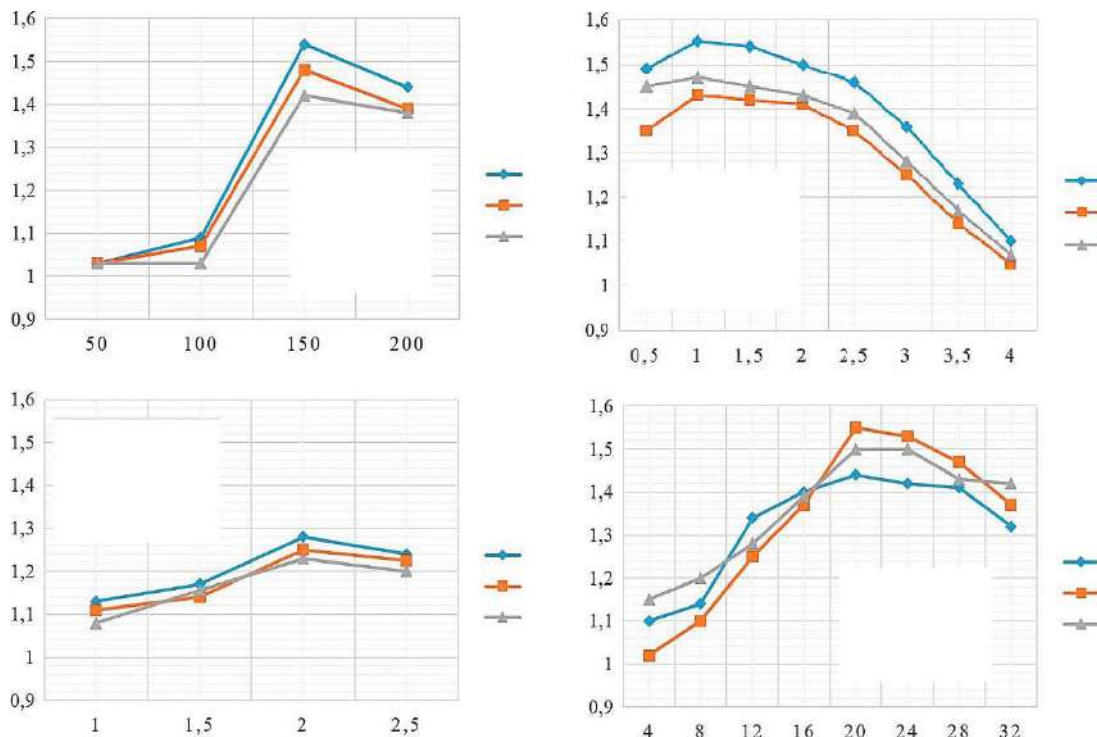


Рисунок 1- Зависимость изменения микротвердости твердых сплавов от режима ОИЛУ: а — от энергии лазерного импульса E; б — длительности лазерного импульса t; в — диаметра луча лазера d_л; г — расстояния от места облучения до исследуемой точки образца l (1 — ВК6; 2 — ВК8; 3 — Т5К10)

Видно, что зависимости характеризуются ярко выраженными экстремумами, по которым определили оптимальный режим ОИЛУ: E = 150 Дж, t = 1,0 мс, d_л = 2,0 мм, l = 20 мм. Используя полученные результаты рентгеноструктурного анализа исходных и упрочненных образцов, определяли показатели изменения дефектности структуры. Зависимости изменения плотности дислокаций от режима ОИЛУ приведены на рис. 2 (зависимости L и Δd/d аналогичны).

Экстремумы совпадают с установленными оптимальными режимами ОИЛУ (см. рис.1, рис.2). Для окончательной оценки возможности замещения механических испытаний рентгеноструктурным анализом провели производственные испытания образцов и расчет «тесноты» связи.

Таким образом проведенные исследования твердых сплавов ВК6, ВК8, Т5К10 показали возможность применения рентгеноструктурного анализа для оптимизации режимов ОИЛУ вместо механических испытаний, что позволит уменьшить затраты на изготовление образцов, расход электроэнергии и время лабораторных испытаний.

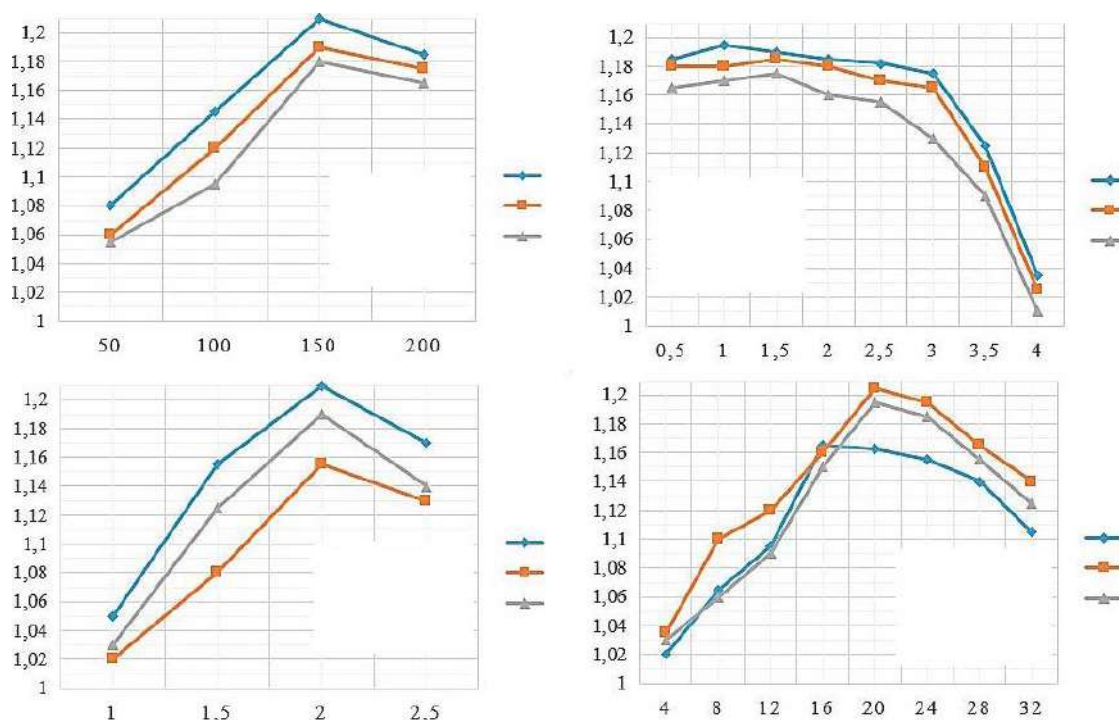


Рисунок 2- Зависимость изменения плотности дислокаций K_p твердых сплавов от режима ОИЛУ: а — от энергии лазерного импульса E ; б — длительности лазерного импульса t ; в — диаметра луча лазера d_l ; г — расстояния от места облучения до исследуемой точки образца l (1 — VK6; 2 — VK8; 3 — T5K10).

Список литературы.

- 1.Иванов Н.Л., Гаврилюк В.С., Жилкин А.М. Технологические лазеры и их применение в машиностроении. Принципы лазерного излучения / Технология металлов. 2000. № 1.С. 39-42.
2. Pinahin I. A., Chernigovskij V. A., Bracihin A. A., Yagmurov M. A. Improvement of Wear Resistance of VK6, VK8, T5K10, and T15K6 Hard Alloys by Volume Pulsed Laser Hardening / J. Friction Wear. 2015. Vol. 36. N4. P. 330-333.
- 3.Пинахин И. А., Копченков В. Г. Влияние импульсной лазерной обработки твердосплавных режущих инструментов на эффективность обработки металлов резанием / Вестник ДГТУ 2010. № 8. С. 1235-1240.
- 4.Яковлева С. П., Махарова С. Н., Борисова М. З. Комплексное исследование механических свойств низколегированной стали с ультрамелкозернистой (200-600 нм) структурой / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. Т. 74. № 1. С. 50-53.
- 5.Мокрицкий Б. Я. Метод оценки свойств инструментальных материалов и диагностика работоспособности режущего инструмента / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2010. Т. 76. № 9. С. 41-49.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ
НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТРЕКОВ
WC-NiCrBSi**

**Фомин В.М., Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М., Ряшин Н.С.,
Филиппов А.А.**

*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
630090, Россия, Новосибирск, ул. Институтская, 4/1
fomin@itam.nsc.ru, alexgol@itam.nsc.ru, smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru,
ryashin@itam.nsc.ru, filippov@itam.nsc.ru*

На сегодняшний день, во всем мире существует потребность в высокотехнологичных изделиях (лопатки турбин, лопасти вентиляторов, подвижные части микродвигателей, детали медико-технического назначения) обладающими высокими эксплуатационными свойствами (твердость, износостойкость, жаропрочность, коррозионная стойкость и др.). Эффективным способом решения данной проблемы является использование аддитивных технологий, необходимость которых на сегодняшний день очевидна. Применяя различные разновидности аддитивных технологий можно не только создавать новые и восстанавливать старые детали, но и формировать покрытия, обладающими высокими эксплуатационными свойствами, превосходящими по свойствам материал основы. Однако, обычные однородные традиционные материалы, уже не в состоянии выполнить своего предназначения, на их смену все чаще приходят композиционные материалы. Одним из видов металлических композиционных материалов являются дисперсно-упрочненные металлические композиционные материалы (ДМКМ) – это композиционные материалы, состоящие из металлической матрицы, равномерно армированной различными упрочняющими частицами [1-2]. В качестве матрицы могут применяться стали и сплавы на основе Fe, Al, Ni, Ti и др. элементов [3]. Роль упрочняющих частиц чаще всего выполняют карбиды (SiC, TiC, WC, NbC), оксиды (Al₂O₃, TiO₂) и бориды (ZrB₂, TiB₂).

Результаты экспериментов и их обсуждение.

В работе проведено исследование воздействия лазерного излучения на металлокерамический порошок 40% WC – 60% (Ni-Cr-B-Si). Лазерная наплавка осуществлялась на созданном в ИТПМ СО РАН комплексе «Сибирь 1», который включает непрерывный CO₂-лазер с мощностью до 5000 Вт и параметром качества пучка K = 0,7, а также компьютерную систему управления лазером и технологический стол [4].

С помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 304 мм лазерное излучение фокусировалось вглубь материала (отрицательное значение f), на его поверхности (f=0) и над ней (положительное значение f). Например, в случае если f=±20 диаметр пятна на поверхности составлял приблизительно 2 мм. Наплавка осуществлялась в защитной атмосфере гелия, подававшегося через сопло, расход газа составил 5 л/мин.

С помощью излучения CO₂-лазера (длина волны 10.6 мкм) порошковая смесь 40% WC – 60% (Ni-Cr-B-Si) наплавлялась на подложку из нержавеющей стали (12X18H10T) толщиной 5 мм. Толщина нанесенного слоя порошковой смеси во всех экспериментах оставалась постоянной и составляла 1,5 мм.

На рис.1 представлены шлифы поперечного сечения единичных треков выполненных разных режимах фокусировки (рис.1.а – f=-20, рис.1.б – f=0, рис.1.в – f=+20). Остальные параметры режима наплавки оставались постоянными: мощность Q = 1 кВт, скорость V = 1 м/мин.

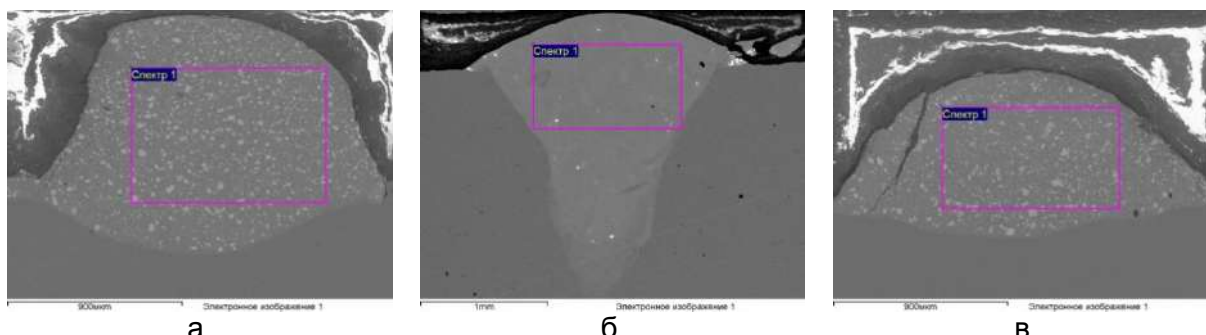


Рисунок 1 - EDS изображение единичных треков при разных режимах фокусировки (а – $f=-20$, б – $f=0$, в – $f=+20$)

Исследование микроструктуры проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15, оснащенного двумя детекторами: детектором обратно рассеянных электронов, позволяющим определять фазовый состав, и детектором вторичных электронов, предназначенным для анализа микрорельефа поверхности. Кроме того, для оценки состава покрытия использовался энергодисперсионный рентгеновский спектрометр Oxford Instruments X-Max 80 mm².

Определен химический состав единичных треков. В табл.1 представлено содержание различных элементов для треков, показанных на рис.1 ($f=-20, 0, +20$). Видно, что при $f=\pm 20$ содержание вольфрама W приблизительно одинаковое. Однако, при сравнении с режимом $f=0$, концентрация вольфрама отличается в три раза.

Таблица 1

Элемент	Режим фокусировки $f=-20$		Режим фокусировки $f=0$		Режим фокусировки $f=+20$	
	Весовой %	Атомный %	Весовой %	Атомный %	Весовой %	Атомный %
C K	4.92	24.11	5.32	20.97	5.03	23.73
W M	33.20	10.62	11.34	2.92	29.05	8.96
Cr K	9.66	10.92	14.22	12.95	10.41	11.35
Fe K	7.44	7.83	45.92	38.93	8.14	8.27
Ni K	43.28	43.34	18.81	15.17	45.59	44.04
Si, Al K	1.5	3.18	4.39	9.05	1.79	3.64

Определим микротвердость наплавленных металлокерамических треков. Измерения проводились по Виккерсу на микротвердомере Wilson Hardness Group Tukon1102 с нагрузкой 100 г. Получено, что для представленных выше образцов, минимальная микротвердость в случае, когда концентрация вольфрама минимальна ($f=0$) и равняется 484,4 HV0.1. Для режима фокусировки $f=-20$ и $f=+20$ микротвердость 850,4 HV0.1 и 831,5 HV0.1 соответственно.

На рис.2 представлена зависимость параметра микротвердости от режима фокусировки ($-20 < f < +20$). Видно, что минимальная микротвердость достигается при $f=-3$, а затем симметрично возрастает. На рис.3 показано изменение микротвердости в зависимости от концентрации вольфрама W. Видно, что данная зависимость имеет линейный вид и возрастает.

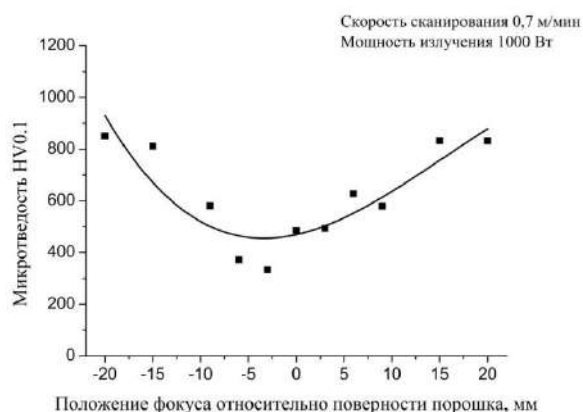


Рисунок 2 - Микротвердость единичных треков в зависимости от положения фокуса

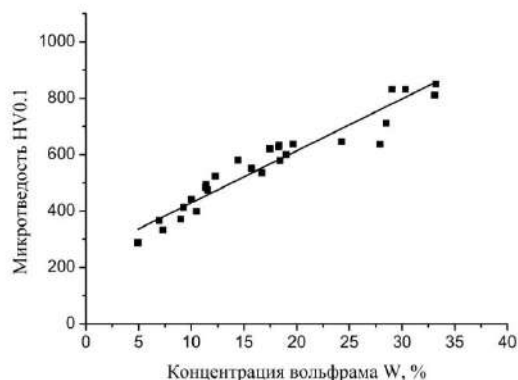


Рисунок 3 - Микротвердость единичных треков в зависимости от концентрации вольфрама

Выводы

Исследовано влияние режимов воздействия лазерного излучения на микроструктуру и микротвердость металлокерамических треков WC-NiCrBSi. Показано, что режим фокусировки $f=\pm 20$ характеризуется максимальным содержанием вольфрама и наибольшим значением микротвердости. Получено, что наплавленная металлокерамическая структура обладает в 4 – 5 раза большим значением микротвердости 850,4 HV0,1, по сравнению с подложкой 178 HV0,1. Определено, что изменение микротвердости в зависимости от концентрации вольфрама имеет линейный вид и возрастает.

Благодарность.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №16-19-10300.

Литература

1. Davydova A., Domashenkov A., Sova A., et al. Selective laser melting of boron carbide particles coated by a cobalt-based metal layer, J. Materials Process. Technol., V. 229, P.361–366 (2016).
2. Фомин В.М., Голышев А.А., Косарев В.Ф. и др., Создание гетерогенных материалов на основе порошков В4С и Ni методом холодного газодинамического напыления с последующим послойным лазерным воздействием, Прикладная механика и техническая физика, Т. 58, №5, С. 218– 227 (2017).
3. Li G. J., Li J., Luo X., Effects of high temperature treatment on microstructure and mechanical properties of laser-clad NiCrBSi/WC coatings on titanium alloy substrate, Materials Characterization, 98, P. 83–92 (2014).
4. Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М., Шулятьев В.Б., Высококачественная лазерная резка нержавеющей стали в атмосфере инертного газа с помощью волоконного иттербиевого и СО2-лазеров, Квантовая электроника, Т.44, №3, С. 233-238 (2014).

**НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА
ОСНОВЕ Ti, Ni и WC, B₄C С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ
И ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ**

**Фомин В.М., Голышев А.А., Косарев В.Ф., Маликов А.Г., Оришич А.М., Ряшин Н.С.,
Филиппов А.А.**

*ФГБУН Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, г. Новосибирск, Россия
E-mail: smalik@ngs.ru*

Введение

Холодное газодинамическое напыление с поддержкой лазерного излучения (ЛХГН), является дальнейшим развитием технологии холодного газодинамического напыления (ХГН) [1] и относится к аддитивным технологиям (АТ) 3D печати металлических изделий. На сегодняшний день разрабатываются технологии создания покрытий с целью увеличения физико-механических характеристик, одним из которых является комбинированный метод создания покрытия с помощью ХГН с последующей обработкой лазерным излучением. В работах [2-3] продемонстрированы результаты по постобработке покрытий ХГН из титанового сплава, нержавеющей стали.

В настоящей работе впервые исследуется комбинированный метод получения металломатричного композиционного покрытия на основе металлов Ni, Ti и керамики B₄C, WC заключающийся в последовательном применении ХГН и лазерной обработки. Для заданной толщины и различному по составу металлокерамических покрытий полученных ХГН методом, была проведена оптимизация параметров воздействия лазерного излучения: мощности и скорости перемещения, обеспечивающих формирование наплавочных треков с минимальной шероховатостью поверхности в отсутствие сфероидизации (дробления наплавленного валика на шарики) и пор.

Методика эксперимента

Для получения методом холодного газодинамического напыления композиционного покрытия типа «металлическая матрица + керамические включения» использовались абразивные порошки: B₄C с медианными размерами частиц d_{50} , равными 2,9, 44, 64 и 75 мкм; WC $d_{50} = 20$ мкм. В качестве металлической компоненты использовался порошок Ni ПНК-УТ-1 и порошок титана марки ПТОМ-1.

С помощью V-образного смесителя Venus FTLMV-02 были подготовлены смеси порошков с массовой концентрацией керамики 10-90%. В качестве подложек применялись пластины из сплава титана BT-20 размером 50×50×5 мм. Исследование микроструктуры осуществлялось методами электронной микроскопии с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15. Покрытия методом ХГН наносились с использованием дозатора и осесимметричным керамическим соплом Лавала. Обработка лазерным излучением (ЛИ) полученных покрытий ХГН осуществлялась на созданном в ИТПМ СО РАН АЛТК «Сибирь 1», который включает непрерывный CO₂-лазер мощностью до 5 кВт и длиной волны излучения 10,6 мкм.

Лазерное излучение с помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 304 мм фокусировалось вглубь материала, на поверхность и над материалом. Перетяжка фокуса Δf располагалась в -20 мм, 0, + 20 мм от верхней поверхности подложки. Наплавка осуществлялась в защитной атмосфере гелия [4].

Результаты эксперимента

На рис. 1 приведены типичные структуры ХГН металлокерамических покрытий полученные с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) в режиме BSD детектора обратно-рассеянных электронов. Важно отметить, что размер частиц

керамики, ее доля в смеси и толщина слоя были различны, что позволяло исследовать влияние различных факторов на характеристики получаемой лазерной наплавки.

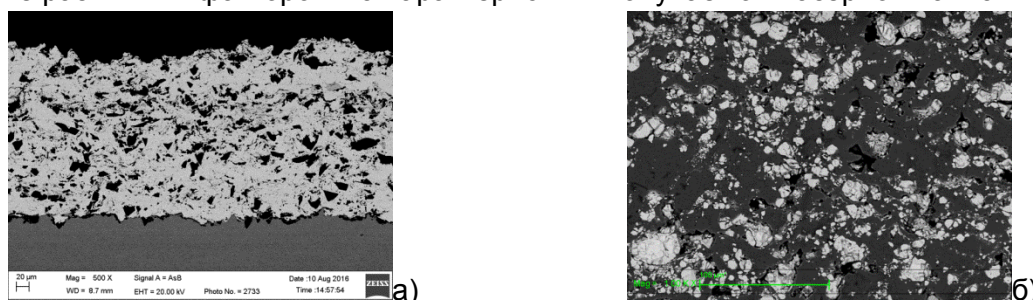


Рисунок 1-. Изображения микроструктуры поперечного сечения покрытия ХГН, полученные с помощью РЭМ.

а) Ni:B4C (30:70), $d_{50}(B_4C) = 75$ мкм, б) Ti ПТОМ-1 (30%) / WC (70 %)

На рис. 2 представлены типичные изображения поперечного сечения треков после воздействия лазерного излучения на металлокерамическое ХГН покрытие.

Морфология треков меняется в зависимости, как от содержания керамики, так и от положения фокуса. С увеличением содержания керамики в исходной смеси происходит формирование более качественных треков. При воздействии лазерного излучения необходимо отметить, что структура трека зависела как от размера используемых частиц B_4C , так и от их концентрации. В процессе создания толстых металлокерамических покрытий с керамикой B_4C и различной металлической связкой обнаружено, что при толщине более 2 мм на поверхности формируемого покрытия развиваются кратеры. Данные кратеры снижают коэффициент напыления при толщине покрытия более 4 мм. При воздействии лазерного излучения на такие покрытия приводило к сильному ухудшению шероховатости поверхности. Качественных единичных треков при различных изменениях режимов лазерного воздействия получить не удалось. Данный эффект возможно объясняется тем, что проникновение из подложки титана в случае использования в качестве связки Ni приводило к активному протеканию реакции: $3Ti + B_4C = TiC + 2TiB_2$, что обуславливало за время прохождения лазерного излучения и существования расплава смену состава керамики. Мелкие, порядка 3 – 5 мкм, кристаллы B_4C исчезали и формировались кристаллы TiC и TiB_2 . При использовании Ti в качестве металлической связки данная реакция происходила более активно.

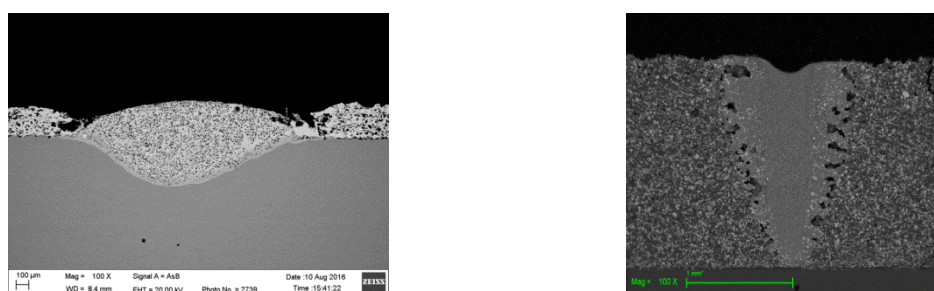


Рисунок 2- Изображения микроструктуры поперечного сечения лазерного трека полученные с помощью РЭМ.

а) Ni:B4C (30:70), толщина ХГН покрытия ≈ 300 мкм.

б) Ti:WC (30:70) толщина ХГН покрытия ≈ 2 мм.

В результате произвели смену керамики с B_4C на WC, в качестве металлической связки использовался порошок Ti (рис. 2 б). Для данных покрытий оптимизировано лазерное воздействие для получения качественных единичных и массивов треков. При этом между треками массивов наблюдаются капельки застывшего металла, процесс сфероидизация, изменения шага между треками, изменения энергетических параметров лазерного воздействия не приводило к полному исчезновению капелек. Капельки сильно осложняли формирование и получение качественного второго слоя металлокерамического покрытия ХГН, для дальнейшего получения толстых покрытий.

Для борьбы со сфероидизацией в качестве металлической связки, были выбраны смесь порошка Ti 94% с добавлением Al 6%. Разработаны режимы создания толстых покрытий смеси порошков 40% WC + 60% (0,94Ti+0,06Al) методом ХГН и последовательным лазерным воздействием, толщиной 4 мм (рис. 3).

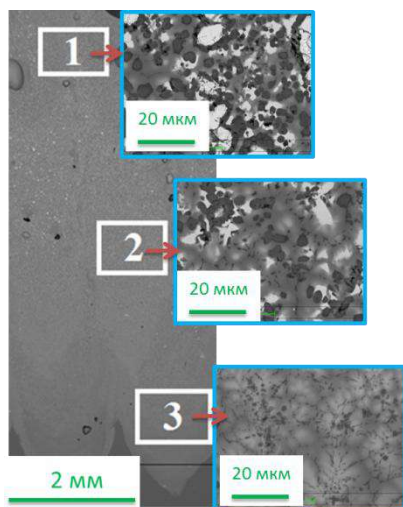


Рисунок 3 - Поперечное сечение структуры многослойного покрытия полученного последовательным нанесением ХГН и лазерным воздействием толщиной 4 мм. 40% WC + 60% (0,94Ti+0,06Al)

В полученном ХГН покрытии концентрация карбида вольфрама близка к исходной. После воздействия лазерного излучения на ХГН покрытие частички WC изменяют свой размер (уменьшаются) по сравнению с частицами в ХГН покрытии. Морфология структуры трека изменяется по высоте. Наблюдаются различные агрегаты от светлого до темного цвета расположенные вокруг твердого раствора. В верхней зоне преобладает карбид вольфрама. В средней зоне наблюдается равномерность распределения агрегатов в твердом растворе. В нижней зоне наблюдается преимущественно твердый раствор.

Результаты исследований

В результате определены условия формирования качественных единичных треков и многослойных покрытий в зависимости от мощности лазерного излучения, скорости и ширины пучка при максимальном объемном содержании W_4C и WC в покрытиях ХГН. На основе полученных экспериментальных данных создана стратегия послойного выращивания методом ХГН и последующим лазерным воздействием толстых (≈ 4 мм) металлокерамических покрытий на основе 40% WC + 60% (0,94Ti+0,06Al).

Благодарность. Работа выполнена при поддержке гранта РФФ №16-19-10300.

Литература

1. Алхимов А. П., Косарев В. Ф., Фомин В. М., Клинков С. В. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика / Издательская фирма «Физико-математическая литература (ООО «Физматлит»», 2010.
2. T. Marrocco, T. Hussain and et. Corrosion Performance of Laser Posttreated Cold Sprayed Titanium Coatings // Journal of Thermal Spray Technology 2011 V. 20. P. 909-917.
3. Sova A., Grigoriev S and et. Cold spray deposition of 316L stainless steel coatings on aluminium surface with following laser post-treatment // Surface and Coatings Technology 2013 V. 235 P. 283–289
4. Fomin V.M., Golyshev A.A. and et. Creation of heterogeneous materials on the basis of W_4C and Ni powders by the method of cold spraying with subsequent layer-by-layer laser treatment // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. 2017.V. 58 N. 5. P. 947–955.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛЕЙ

Аксёнова К.В.¹, Никитина Е.Н.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.²

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

² *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск,
Россия, e-mail: yufi55@mail.ru*

К настоящему времени установлено фундаментальное положение, что пластическая деформация всегда развивается неоднородно и склонна к локализации не только на микроскопическом (дислокационном) уровне, но и на мезо- и макроуровнях [1]. В условиях интенсивной (мегапластической) деформации на наномасштабном структурном уровне при волочении низкоуглеродистой стали 08Г2С [2] было обнаружено формирование вытянутых областей локализации деформации – каналов деформации, в которых локализован сдвиг, в десятки раз превосходящий средний по материалу. Целью настоящей работы является выявление и оценка локализации пластической деформации сталей с бейнитной (сталь 30Х2Н2МФ) и мартенситной (сталь 38ХН3МФА) структурами на последних стадиях ее пластической деформации.

Материалом исследования являлись конструкционные стали марки 38ХН3МФА и 30Х2Н2МФА. Обе стали аустенизировали при температуре 950 °С, 1,5 часа и охлаждали в воде (сталь 38ХН3МФА) или на воздухе (сталь 30Х2Н2МФА). Деформацию исследуемых сталей проводили одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ столбиков размерами 4x4x6 мм³ на испытательной машине типа «Инстрон». Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Выполненные электронно-микроскопические микродифракционные исследования показали, что в результате указанной выше термической обработки в стали 38ХН3МФА была сформирована структура пакетного (реечного) мартенсита; в стали 30Х2Н2МФА – структура нижнего бейнита. Детальный анализ структуры деформированных сталей [3, 4] позволил выявить особые состояния материала, располагающиеся, как правило, вдоль внутрифазных границ раздела, а именно, границ раздела соседних пакетов или границ раздела пластин и пакетов – так называемые каналы локализованной деформации. Их структура подобна структуре каналов, наблюдавшихся при деформации волочением стали 08Г2С [2].

Как показано в [3], каналы деформации, выявленные при исследовании закаленной стали 38ХН3МФА (рис. 1), деформированной при одноосном сжатии, имеют форму вытянутой области, поперечные размеры которой $\sim 0,5$ мкм. Канал деформации имеет слоистое строение, напоминая этим структуру пакета мартенсита. Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах (50-100) нм. Кольцевое строение микроэлектроннограммы, полученной с области локализации канала деформации (рис. 1, г), указывает на преимущественно большеугловую разориентацию кристаллитов, формирующих его. Важно отметить, что в прилегающих к каналу деформации областях материала структура стали по морфологическому признаку подобна структуре исходного состояния, т.е. выявляются кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита. Микроэлектроннограмма, полученная с прилегающей к каналу области фольги, является точечной, характерной для поликристаллического материала (рис. 1, в). С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких десятков процентов.

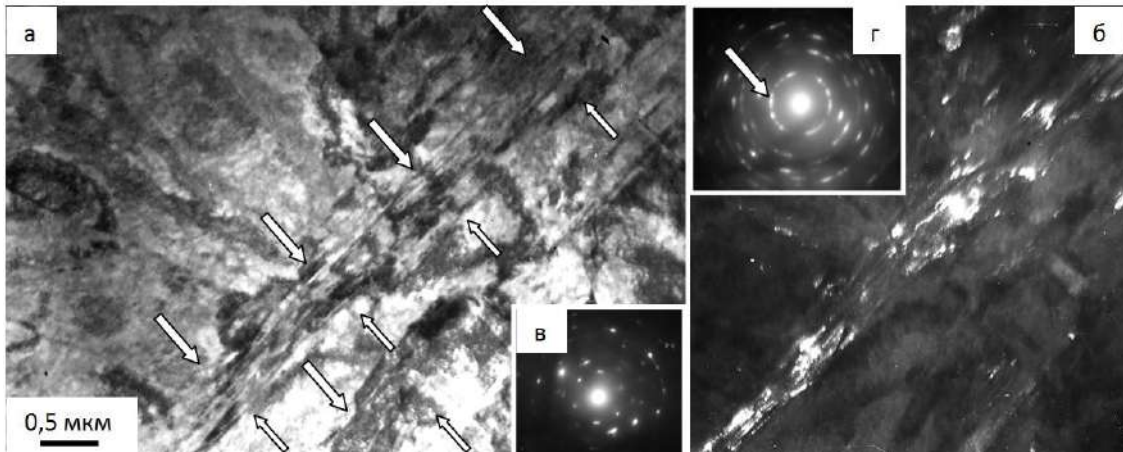


Рисунок 1- Каналы деформации, формирующиеся в закаленной стали 38ХН3МФА; $\varepsilon = 18,6 \%$; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe}$; в, г – микроэлектронogramмы, (в) получена с области фольги, вдали от канала деформации, (г) – с области локализации канала деформации; на (а) стрелками обозначены каналы деформации; на (г) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

Формирование каналов деформации наблюдается и в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой при деформации $> 36\%$ (рис. 2). Их структура подобна структуре каналов, наблюдающихся при деформации волочением при комнатной температуре стали 08Г2С (феррито-перлитное состояние) [2] и закаленной стали 38ХН3МФА [3], что указывает на единую природу их формирования.

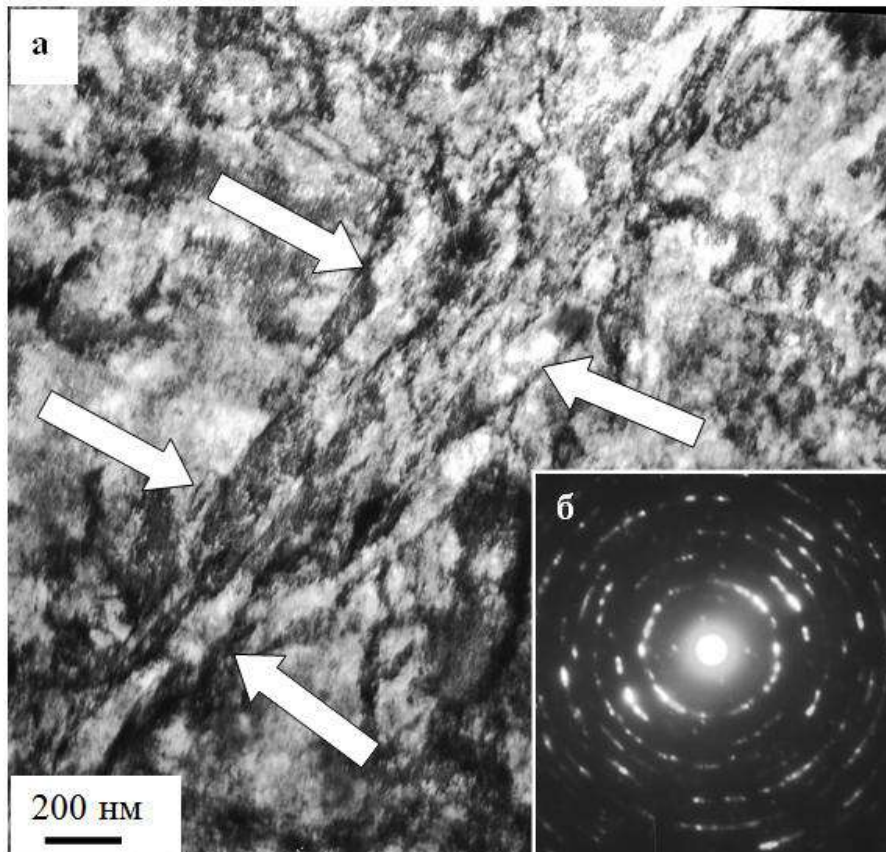


Рисунок 2- Каналы деформации, формирующиеся в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой; $\varepsilon = 43 \%$; а – светлое поле; б – микроэлектронogramма. На (а) стрелками обозначены каналы деформации.

Судя по строению микроэлектронограммы, представленной на рис. 2, б, в объеме канала деформации присутствуют частицы второй фазы. Рефлексы от частицы второй фазы сильно искажены как в радиальном, так и азимутальном направлениях. Данное обстоятельство может быть обусловлено как искажением кристаллической решетки частиц, так и малыми их размерами. Микроэлектронограммы, полученные с прилегающих к каналу областей фольги, являются точечными, характерными для поликристаллического материала. С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких процентов.

В канале деформации субструктура также является фрагментированной, однако размеры фрагментов намного меньше, чем в основном объеме материала. Кроме того, фрагменты в канале деформации изотропны по форме. Если судить по размеру фрагментов, то следует полагать, что в канале деформации локализован сдвиг, в несколько раз превосходящий средний. Различие формы фрагментов в матрице (высокоанизотропные фрагменты) и каналах (изотропные фрагменты) свидетельствует о различных механизмах их формирования. Изотропия формы фрагментов в канале позволяет предположить иные температурные условия их формирования. Если анизотропные фрагменты есть результат холодной деформации, то изотропные фрагменты – результат теплой деформации.

Таким образом, проведенные исследования на сталях с бейнитной и мартенситной структурами, подвергнутых пластической деформации одноосным сжатием, выполненные методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг, выявили формирование каналов локализованной деформации – особых структурных состояний материала, располагающихся вдоль границ раздела соседних пластин или границ зерен. Эти области достигают нескольких десятков микрометров в длину и имеют в поперечине до 0,5 мкм. Каналы деформации являются многофазными образованиями, имеют сложное строение, сформированное кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах (50-100) нм. С ростом степени деформации объем материала, занятого каналами деформации, возрастает, достигая при разрушении нескольких процентов. Сравнительный анализ структуры каналов деформации бейнитной стали 30X2H2MФА и мартенситной стали 38XH3MФА указывает на единую природу их формирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП 1335.2016.1).

Список литературы

1. Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э. и др. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. Киев: Наукова думка, 1989. 320 с.
2. Gromov V.E., Petrunin V.A. Localization of plastic deformation under conditions of electrostimulated drawing // *Physicactalus Solidi (a)*. 1993. V. 139. P. 77-81.
3. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Громов В.Е. Каналы локализованной деформации закаленной конструкционной стали // *Материаловедение*. 2010. №3. С. 62-64.
4. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Глезер А.М., Никитина Е.Н., Аксёнова К.В. Локализация пластической деформации стали с бейнитной структурой на наноуровне // *Деформация и разрушение материалов*. 2016. № 8. С. 18-21.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУР РАЗЛИЧНОЙ РАЗМЕРНОСТИ

Баимова Ю. А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
julia.a.baimova@gmail.com*

Введение. Применение различных наноматериалов во многом базируется на понимании их механических и прочностных свойств. Знание теоретического предела прочности, области механической устойчивости, значений критических деформаций при конечных температурах играет важную роль в физике твердого тела. Поскольку в последние десятилетия большой интерес исследователей направлен на изучение низкоразмерных углеродных структур, а также родственных графену двумерных наноматериалов, изучение их механических и физических свойств, деформационного поведения, области механической устойчивости приобретает важное значение. Не прекращаются дискуссии о прочности графена, нанотрубок, о возможности получения новых углеродных структур под действием гидростатического сжатия, об их уникальных механических свойствах. В связи с этим, большой интерес представляет изучение прочностных свойств и деформационного поведения углеродных наноструктур различной размерности и влияния деформации на их свойства. В данной работе методом молекулярной динамики исследована прочность и деформационное поведение графена, фуллерита, систем нанотрубок и углеродных алмазоподобных фаз. Показаны критические деформации на растяжение и сжатие, исследованы структурные изменения, проведено сравнение свойств для структур одинаковой размерности.

В настоящее время методы компьютерного моделирования часто применяются как эффективные и не дорогие способы исследования различных свойств углеродных материалов. Например, метод молекулярной динамики позволяет описать движение атомов или частиц методами классической механики, а также реализовать действие сил Ван-дер-Ваальса и рассмотреть достаточно большие системы атомов на коротких временных интервалах.

Методы. Моделирование проводится методом молекулярной динамики с использованием свободно распространяемого пакета LAMMPS (Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator), где основным потенциалом для описания межатомного взаимодействия является потенциал AIREBO. Данный потенциал ранее успешно использовался для моделирования различных процессов в углеродных структурах разной размерности: для моделирования теплопроводности графена и графеновых нанолент [1], изучения нелинейных явлений в углеродных структурах [2], исследования деформационного поведения скомканного графена [3]. Кроме того, в работе использовались написанные авторами программные коды и стандартный набор межатомных потенциалов [4] для исследования прочности графена.

На рис. 1 представлены исследованные структуры: графен, скомканный графен, фуллерит, система нанотрубок, пример углеродной алмазоподобной фазы СВ. Структуры представлены в разном масштабе. Графен характеризуется sp^2 -гибридизацией, так же, как и фуллерит, скомканный графен и система нанотрубок, однако в последних названных структурах единичные элементы связаны между собой силами Ван-дер-Ваальса как в графите. В алмазоподобных фазах атомы углерода имеют sp^3 -гибридизацию. Силы Ван-дер-Ваальса в рамках потенциала AIREBO реализуются за счет потенциала Леннарда-Джонса. Моделирование проводилось при нулевой температуре.

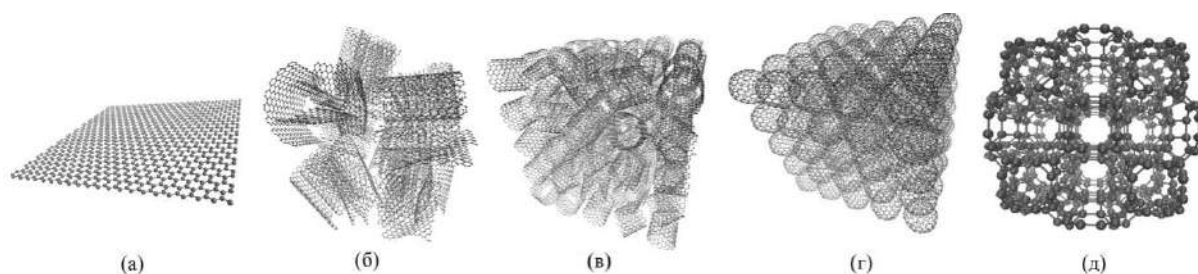


Рисунок 1- Исходные структуры (а) графен, (б) скомканный графен, (в) система нанотрубок, (г) фуллерит и (д) алмазоподобная фаза СВ.

Результаты. Расчет мембранных сил показал, что графен является устойчивым только при $T_x \geq 0$ и $T_y \geq 0$. При отрицательных (сжимающих) компонентах мембранных сил графен теряет свою плоскую форму из-за нулевой изгибной жесткости. Значение максимальных сдвиговых мембранных сил, которые выдерживает графен составляет примерно 17 Н/м, а значение максимальных растягивающих мембранных сил – $T_x \approx T_y \approx 18$ Н/м. При этом критические значения деформаций составили для гидростатического растяжения $\epsilon_{xx} = \epsilon_{yy} = 0,27$, при одноосной деформации вдоль направления зигзаг графен остается устойчив до $\epsilon_{xx} = 0,35$, при деформации в направлении кресло до $\epsilon_{yy} = 0,25$. Дефекты (дефект Стоуна-Троузера-Уэлса или дислокация), как и температура, сильно понижают критические величины деформаций.

Сравнение кривых напряжение-деформация показано на рис. 2 для четырех структур: скомканного графена, фуллерита, системы нанотрубок и материала, содержащего все четыре структурные единицы. Результаты представлены для трех схем нагружения – гидростатического, двухосного и одноосного сжатия.

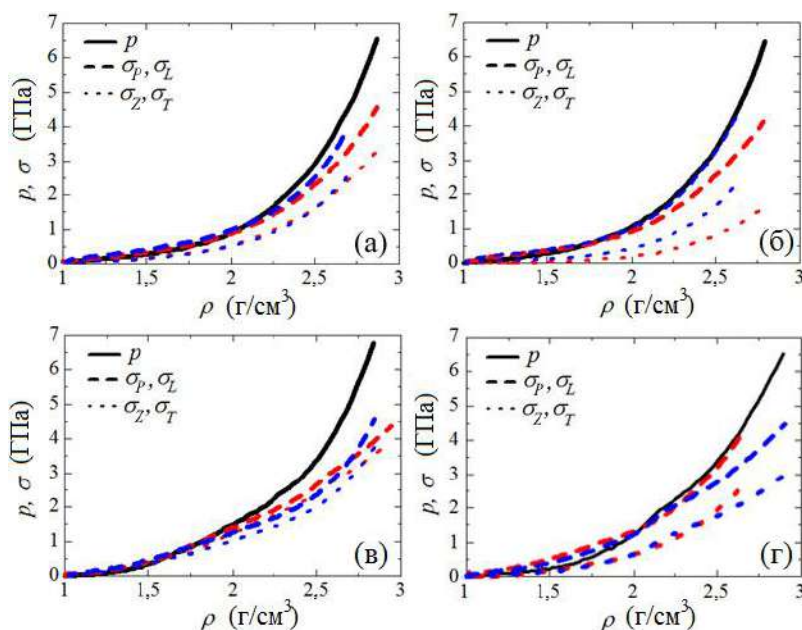


Рисунок 2 - Давление (напряжение) как функция плотности при $T = 300$ К для (а) скомканный графен, (б) система нанотрубок, (в) фуллерит и (г) смешанный материал для трех схем нагружения: гидростатическое сжатие (сплошная линия), двухосное сжатие (красная пунктирная линия) и одноосное сжатие (синие штриховая линия)

Как видно из рис. 2, происходит увеличение жесткости и прочности при сжатии, что является уникальным свойством подобных материалов и может быть объяснено образованием не поддающихся сжатию складок. Получено, что для скомканного графена влияние схемы нагружения наиболее слабое, и все кривые близки друг к другу, в то время как для фуллерита наблюдается значительное отличие гидростатического нагружения от других двух видов сжатия. Интересно, что для системы нанотрубок, кривые гидростатического и одноосного сжатия совпадают,

однако отличаются от кривой для двухосного нагружения. Смешанный материал показывает более сложное поведение, поскольку все структурные единицы вносят разный вклад в деформацию.

На рис. 3а представлены кривые изменения напряжения от деформации для пяти устойчивых углеродных алмазоподобных фаз. Для А3 и А9 наблюдается появление участка упругой деформации, причем А3 может быть упруго растянут вплоть до значений деформации 0.019, а А9 до деформации 0.0038. Остальные структуры выраженной стадии упругой деформации не имеют, и даже при малых приложенных деформациях, происходят необратимые структурные изменения. На кривой растяжения наблюдается две стадии неупругой деформации. При гидростатическом сжатии все структуры, кроме А3 (толстая сплошная линия) переходят в аморфное состояние уже при давлении 40-50 ГПа.

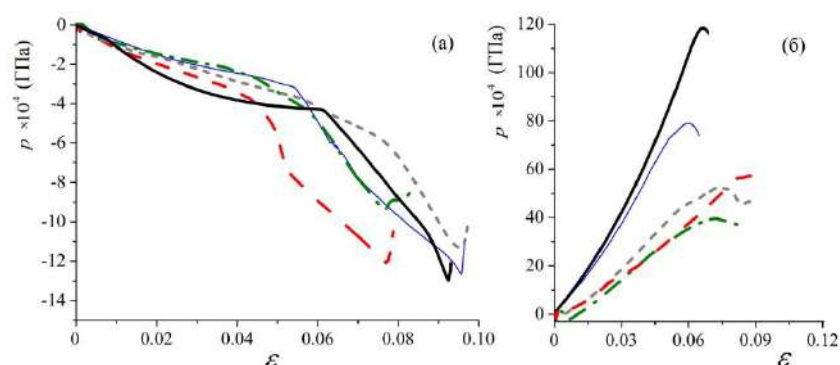


Рисунок 3 - Зависимость гидростатического давления от деформации для пяти различных углеродных алмазоподобных фаз при растяжении (а) и сжатии (б).

Выводы. Методом молекулярной динамики исследовано деформационное поведение и прочность большого многообразия структур. Получены критические деформации на растяжение для графена. Выявлено, что дефект и температура понижают прочность. Структуры в основе которых лежат различные аллотропы углерода при сжатии демонстрируют увеличение прочности, а для углеродных алмазоподобных фаз, сжатие приводит к переходу в аморфное состояние. Достаточно большие степени растягивающей деформации для углеродных алмазоподобных фаз реализуются за счет изменения длин валентных связей и валентных углов.

Работа поддержана грантом Президента Российской Федерации для поддержки молодых российских учёных - докторов наук (МД-1651.2018.2)

Список литературы:

1. B. Liu, C.D. Reddy, J. Jiang, H. Zhu, J.A. Baimova, S.V. Dmitriev, K. Zhou // J. Phys. D: Appl. Phys. 2014. V. 47. N 16. P. 165301.
2. С.В. Дмитриев // Письма о материалах, 2016. Т. 6. №1. С. 86-89.
3. Ю.А. Баимова, Б. Лиу, К. Жоу // Письма о материалах, 2014. Т. 4. №2. С. 139-142.
4. Ю.А. Баимова, А.В. Савин // Письма о материалах, 2011. Т. 1. №3. С. 171-175.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИДНОГО КЛЕЯ ЭТП-2**

Смирнов С.В.¹, Смирнова Е.О.^{1*}, Веретенникова И.А.¹, Пестов А.В.²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
«Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук»,
Екатеринбург, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
«Институт органического синтеза им. И.Я. Постовского Уральского отделения
Российской академии наук», Екатеринбург, Россия
E-mail: evgeniya@imach.uran.ru

Сфера применения эпоксидной смолы достаточно широка и включает судостроение, авиастроение, отрасли промышленного производства и др. Одним из направлений применения эпоксидной смолы является использование ее в виде клея. Эпоксидный клей является универсальным составом для склеивания материалов с непористой поверхностью (алюминий, фаянс, керамика, твердые породы древесины и др.), обеспечивает высокий уровень адгезии и прочности образуемого соединения, широко применяется в различных отраслях промышленности [1,2]. Применение наполнителей способствует улучшению тепловых, механических, реологических, электрических и оптических свойств эпоксидного клея [3,4]. В качестве наполнителей могут использоваться частицы диоксида титана (TiO_2), оксида алюминия (Al_2O_3), кварца (SiO_2), углеродные нанотрубки (CNTs) и др. [5,6]. С практической точки зрения наибольший интерес представляет эпоксидный клей, обладающий однородной структурой, прочностью и пластичностью.

Целью настоящей работы является исследование влияния наполнителей на свойства (микротвердость, ползучесть) эпоксидного клея ЭТП-2.

Исследования проводили на однокомпонентном эпоксидном клее ЭТП-2, разработанный в Институте органического синтеза им. И.Я. Постовского УрО РАН эпоксидный клей ЭТП-2 [7]. В качестве модификаторов использовали коммерческие оксид титана(IV) (размер частиц 21 нм), оксид кремния (IV) (размер частиц 10-20 нм), оксид цинка(II) (размер частиц <100 нм), оксид алюминия (размер частиц <50 нм) производства Sigma-Aldrich. Для получения композиций готовили раствор клея ЭТП-2 в тетрагидрофуране (ТГФ), в котором диспергировали оксиды с использованием шаровой мельницы с содержанием 10 массовых %. Отверждение полученных таким образом клеев проводили в ранее разработанном режиме [7].

В качестве основы для покрытия применялись пластины из стали 40. Средняя толщина покрытия составляла для образца с немодифицированным клеем 178 мкм, для образца, наполненного TiO_2 – 180 мкм, ZnO – 228 мкм, SiO_2 – 160 мкм, Al_2O_3 - 214 мкм.

Индентирование было проведено на комплексе NanoTriboindenter TI 950 с использованием трехгранной пирамиды Берковича. В качестве характеризующего параметра была выбрана твердость H и ползучести при индентировании Cit , согласно [8].

Для оценки влияния продолжительности цикла нагружения на твердость измерения проводили по закону нагружения при котором происходит линейный рост нагрузки и разгрузки с заданным постоянным временем. Максимальная нагрузка при всех испытаниях составляла 1 Н, время нагружения - 5, 10, 20, 30, 40, 50 и 60 с. Для каждого времени нагружения было выполнено по 5 испытаний, результаты которых усреднялись. На рисунке 1 приведены усредненные значения твердости H ,

определяемого методом инструментального индентирования, в зависимости от времени нагрузки t_n для образцов с различными наполнителями.

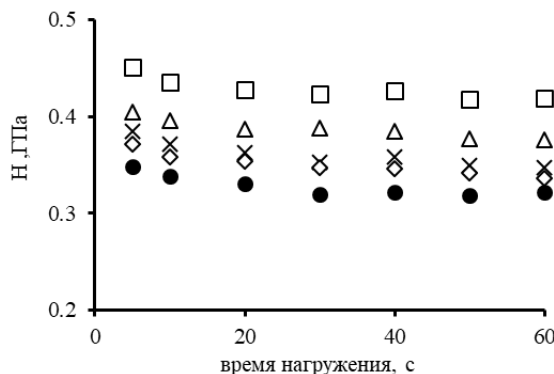


Рисунок 1 – Изменение значений твердости H в зависимости от времени нагружения до максимальной нагрузки 1 Н для образцов эпоксидного покрытия на основе клея ЭТП-2 с различными модифицирующими наполнителями: • - без наполнителя; Δ - ZnO; □ - Al₂O₃; ◇ - TiO₂; □ - SiO₂

Как следует из полученных данных, введение оксидов в клей ЭТП-2 во всех случаях увеличивает твердость. Наблюдаемые явления зависимости свойств покрытия от состава вводимого оксида свидетельствуют о том, что оксидный модификатор в эпоксидной смоле проявляет себя как индифферентный наполнитель, изменяющий прочностные свойства материала в соответствии с классической теорией адсорбции полимеров [9]. В диапазоне времени $t_n = 1 - 40$ с нагружения до максимальной нагрузки все образцы проявляют вязкие свойства, выражающиеся в уменьшении твердости при уменьшении скорости приложения нагрузки, соответственно от 1000 мН/с до 25 мН/с. Для ненаполненного клея и для модифицированных образцов значения твердости снижаются в данном диапазоне на 8%, что свидетельствует о качественно одинаковой зависимости твердости от скорости приложения нагрузки. Дальнейшее увеличение времени t_n оказывает незначительное влияние на величину твердости для всех образцов.

Для исследования ползучести при индентировании проводили измерения по закону, который характеризуется различным временем выдержки t_b под нагрузкой в сочетании с постоянным временем нагрузки t_n и разгрузки t_p , осуществляя при этом запись изменения глубины вдавливания индентора в процессе выдержки. В качестве параметров нагружения были выбраны максимальная нагрузка $F = 1$ Н, время нагружения 40 с, время выдержки t_b под нагрузкой 0, 5, 10, 20, 40, 60, 80 и 100 с.

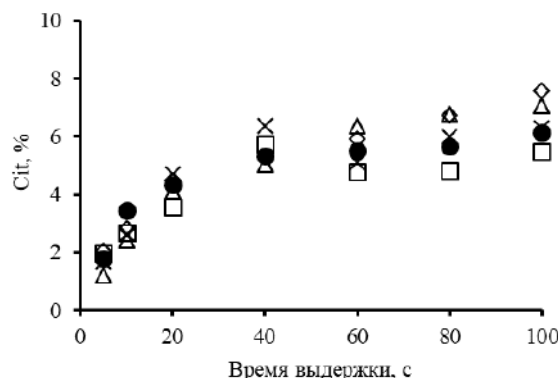


Рисунок 2 – Средние значения C_{IT} в % для каждого образца при разных t_b для образцов эпоксидного покрытия на основе клея ЭТП-2 с различными модифицирующими наполнителями: • - без наполнителя; Δ - ZnO; □ - Al₂O₃; ◇ - TiO₂; □ - SiO₂

На рисунке 2 приведены средние значения C_{IT} для каждого образца при разных значениях t_b . При выдержке 40 с и выше наблюдается замедление скорости

ползучести материала. Следует отметить, что введение модификаторов не вызывает количественного изменения зависимости ползучести от времени выдержки по сравнению с ненаполненным клеем. Из этого можно сделать вывод, что ползучесть этих покрытий в большей степени обусловлена полимерной основой. Возможно из-за низкого содержания оксидов в покрытии преимущественный вклад вносит межмолекулярное взаимодействие между макромолекулами, в результате чего дополнительное адсорбционное и ковалентное взаимодействие макромолекул с частицами оксида при ползучести, в отличие от твердости, не проявляется.

Твердость исследованных материалов зависят от времени, в течение которого происходит увеличение нагрузки. В диапазоне от 1 до 40 с все образцы проявляют вязкие свойства, выражающиеся в уменьшении твердости при уменьшении скорости приложения нагрузки. Дальнейшее увеличение времени нагружения оказывает незначительное влияние на величину твердости для всех исследованных образцов. Введение в клей наполнителей не оказывают влияния на характер зависимости величины ползучести от времени выдержки под нагрузкой по сравнению с ненаполненным клеем, то есть ползучесть этих покрытий в большей степени обусловлена полимерной основой.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-08-01154).

Литература

1. Пленочные конструкционные клеи / А. П. Петрова, Л. А. Дементьева, Н. Ф. Лукина, Л. И. Аниховская // Клеи. Герметики. Технологи. – 2014. – № 10. – С. 7-12.
2. Многофункциональные эпоксидные клеи для авиационной техники / Л. А. Дементьева, Л. И. Бочарова, Н. Ф. Лукина, А. П. Петрова // Клеи. Герметики. Технологии. – 2006. – № 7. – С. 18-20.
3. Kickelbick G. Concepts for the incorporation of inorganic building blocks into organic polymers on a nanoscale // Prog Polym Sci. – 2002. – № 28. – P. 83–114.
4. A review of the applications of nanocarbon polymer composites / Rahman A., Ali I., Al Zahrani S., Eleithy R. H. // NANO Brief Rep. Rev. – 2011. – № 6. – P. 185–203.
5. Mechanical properties of epoxy nanocomposites using titanium dioxide as reinforcement / Deesy Pinto, Luís Bernardo, Ana Amaro, Sérgio Lopes // Construction and Building Materials. – 2015. – № 95. – P. 506–524.
6. The effect of nanosilica on mechanical, thermal and morphological properties of epoxy coating / Ali Allahverdi, Morteza Ehsani, Hadi Janpour, Shervin Ahmadi // Progress in Organic Coatings. – 2012. – № 75. – P. 543– 548.
7. Получение и изучение свойств полимеров на основе эпоксидных смол и олигохела-тотатанофениленсилоксанов / Суворов А. Л., Дульцева Л. Д., Овчинникова Г. И., Хрусталева Е. А., Останина Н. Ю., Абрамова В. И. // Журн. прикл. химии. – 2003. – Т. 76, № 11. – С. 1895-1900.
8. ГОСТ Р 8.748-2011 (ISO 14577-1:2002) Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний [Текст]. Введ. 2013-05-01. – М.: Стандартинформ. – 2013. – с. 24.
9. Липатов Ю.С. Физико-химические основы наполнения полимеров. – М.: Химия. – 1991. – 257 с.

ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОДЛОЖКИ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ОДНОКОМПОНЕНТНОГО ЭПОКСИДНОГО КЛЕЯ ЭТП-2

Смирнов С.В.¹, Смирнова Е.О.^{1*}, Веретенникова И.А.¹, Пестов А.В.², Осипова В.А.²,
Коновалов Д.А.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
«Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук»,
Екатеринбург, Россия

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
«Институт органического синтеза им. И.Я. Постовского Уральского отделения
Российской академии наук», Екатеринбург, Россия
E-mail: evgeniya@imach.uran.ru

Эпоксидные модифицированные материалы достаточно часто применяются в качестве покрытий или основы адгезионных технических материалов. При нанесении покрытий на металлические поверхности следует учитывать, что наружный слой подложки имеет макро- и микроотклонения от идеальной геометрической формы, который оказывает значимое влияние на прочность клеевых соединений. Увеличение параметров шероховатости может привести к увеличению адгезионной прочности. Это происходит за счет увеличения фактической площади склеивания, уменьшение распространения усталостных трещин, большей диссипацией в процессе деформации фрагмента клеевого материала, находящегося непосредственно в микронеровностях. С другой стороны, при высоких значениях шероховатости на поверхности подложки полного растекания клея по всей поверхности на практике не происходит из-за наличия на поверхности различных загрязнений и паров воды. Это может быть связано с большой вязкостью клея, который не затекает к микронеровности подложки, значительной усадкой клея в процессе отверждения и недостаточной толщиной клеевого шва, что может быть связано с абсорбцией клея парами пограничного слоя подложки. Все это может приводить к уменьшению адгезионной прочности

Целью настоящей работы является исследование влияния параметров шероховатости подложки на адгезионные свойства однокомпонентного эпоксидного клея ЭТП-2.

В качестве материала для исследования использовали покрытие на основе однокомпонентного эпоксидного клея ЭТП-2 горячего отверждения, разработанного в Институте органического синтеза им. И. Я. Постовского УрО РАН [1]. Клей формируется на основе коммерчески доступных эпоксидных смол с эпоксидным числом 20-27%, в качестве катализатора отверждения используется алкоксид титана(IV), синтез которого осуществляется путем реакции переэтерификации коммерчески доступных алкоксидов. Отверждение осуществляли по оптимизированным режимам, подобранным при проведении экспериментальных исследований свойств отвержденного материала в зависимости от вязкости клея и температурно-временного режима процесса. Средняя толщина покрытий на подложке составляла 85 мкм. Получаемое покрытие может быть охарактеризовано как твердое и хрупкое.

В качестве подложки использовали образцы с разной шероховатостью поверхности из пластины алюминий-магниевого сплава АМг6.

Определение топографии и параметров шероховатости поверхности подложки проводили на оптическом профилометре Optical profiling system Veeco WYKO NT1100, работающем по принципу интерферометрической микроскопии, в режиме вертикальной сканирующей интерферометрии. Вертикальная сканирующая интерферометрия позволяет измерять поверхности с высокими значениями

шероховатости, а также различные дефекты высотой (глубиной) до нескольких миллиметров. Параметры шероховатости поверхности были рассмотрены для поверхности (3D): Rq – среднеквадратичная шероховатость, рассчитанная для всей измеренной площади, Ra – среднее шероховатость, рассчитанная для всей измеренной площади, Rt – максимальная высота профиля, максимальная высота от пика до пика впадины. В таблице 1 приведены полученные значения параметров шероховатости для образцов подложки с разной шероховатостью поверхности.

Таблица 1 - Параметры шероховатости для случая 3D (вся измеренная поверхность)

№ подложки	Ra , мкм	Rq , мкм	Rt , мкм
1	2.88	3.17	14.81
2	1.08	1.42	10.34
3	0.35	0.49	5.7
4	0.11	0.15	3.08

На рисунке 1 приведено трехмерное 3D топографические изображения поверхности для образцов с разной шероховатостью поверхности.

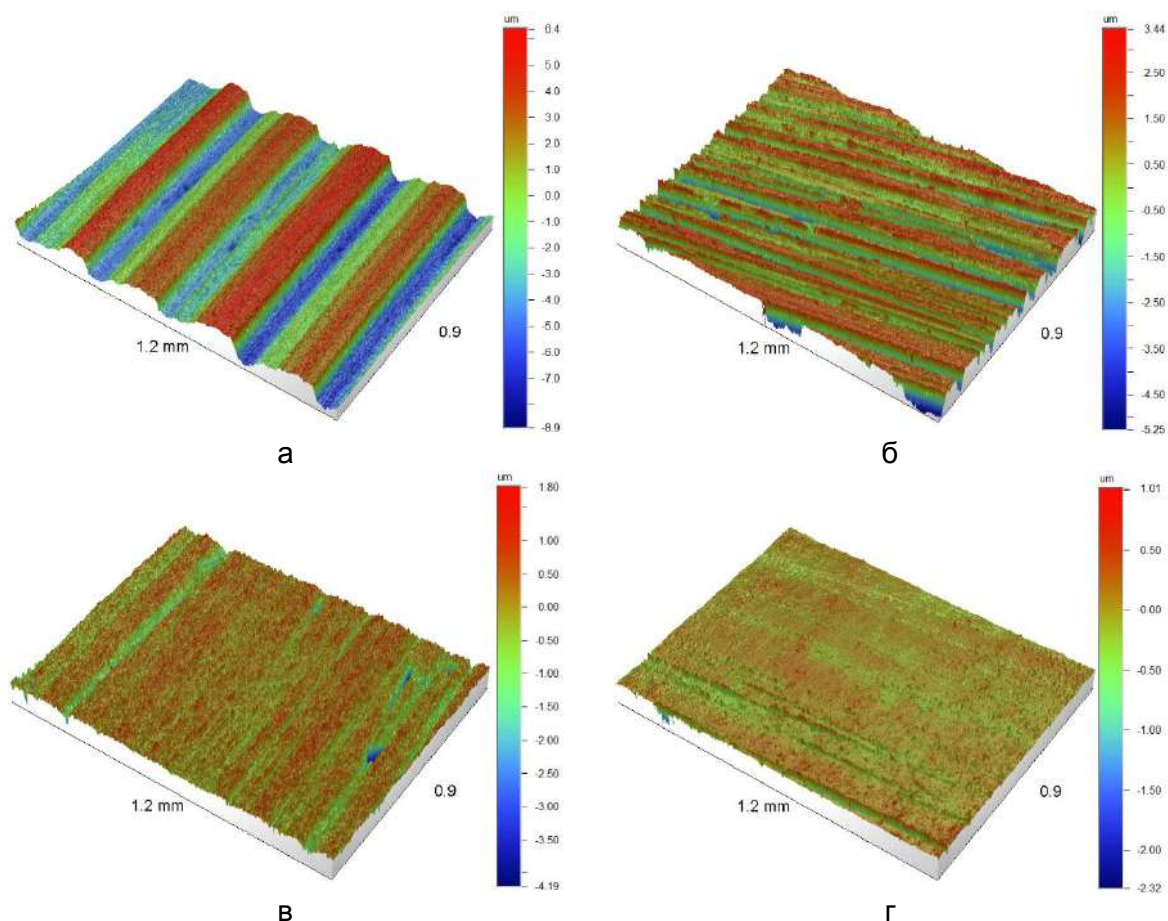


Рисунок 1 - Топографическое изображение поверхности образцов с разной шероховатостью поверхности

Эксперименты на царапание (скретч-тест) проводили с применением универсальной испытательной машины Zwick-2.5, в рабочее пространство которой помещался специальный столик, на котором было смонтировано автоматизированное

устройство для перемещения образца в горизонтальном направлении с датчиками, регистрирующими усилие горизонтального смещения. Величину поверхностной энергии адгезионного разрушения Γ рассчитывали, используя приближенную формулу Hutchinson и Suo, приведенную в работе [2].

На основании проведенных экспериментальных исследований было показано, что шероховатость поверхности оказывает влияние на адгезионные свойства однокомпонентного эпоксидного клея ЭТП-2, проявляющиеся в увеличивающемся латеральном усилии при царапании и в изменении поверхностной энергии расслоения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН (тема 0391-2016-0002), изготовление материала проведены при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-08-01154).

Литература

1. Получение и изучение свойств полимеров на основе эпоксидных смол и олигохела-тотатанофениленсилоксанов / Суворов А. Л., Дульцева Л. Д., Овчинникова Г. И., Хрусталева Е. А., Останина Н. Ю., Абрамова В. И. // Журн. прикл. химии. – 2003. – Т. 76, № 11. – С. 1895-1900.
2. Determination of Adhesion Energy of CNx Thin Film on Silicon from Micro-Scratch Testing / Zhiqiang Liu, Jian Sun, Jia-Da Wu, Pei-Nan Wang, Weidian Shen // Tribology Transactions, 2004, v.47, is.1.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ДИФфуЗИОННОЙ ПАЙКИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫМИ ПРИПОЯМИ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Пенязь М.А., Севрюков О.Н., Иванников А.А., Бачурина Д.М.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия,
MAPenyaz@mephi.ru

Диффузионная пайка коррозионностойких сталей позволяет получать соединения, выдерживающие большие механические нагрузки, высокие температуры и агрессивное влияние активных сред без существенного изменения их свойств и зачастую используется в тех случаях, когда другие технологии не применимы. Это тонкостенные изделия или изделия со сложной геометрией, поверхности с большой площадью контакта, разнородные материалы [1]. Основными припоями, применяемыми для диффузионной пайки коррозионностойких сталей, являются аморфные или нанокристаллические никелевые сплавы, содержащие бор. Такие сплавы получают с помощью сверхбыстрой закалки со скоростью охлаждения порядка 10^6 °C/с на специальной установке. Их преимущество в узком прогнозируемом температурном интервале плавления, высокой капиллярной и диффузионной активности, скорости и технологичности процесса. Однако наличие бора приводит к образованию в паяном шве хрупких боридов [2] из-за его низкой растворимости в основном материале. Такая гетерогенная структура снижает эксплуатационные характеристики при динамических нагрузках [3] и в условиях термоциклирования. На рисунке 1 показаны изображения в обратно-рассеянных электронах (BSE) паяных соединений, содержащих неоднородности в диффузионной зоне.

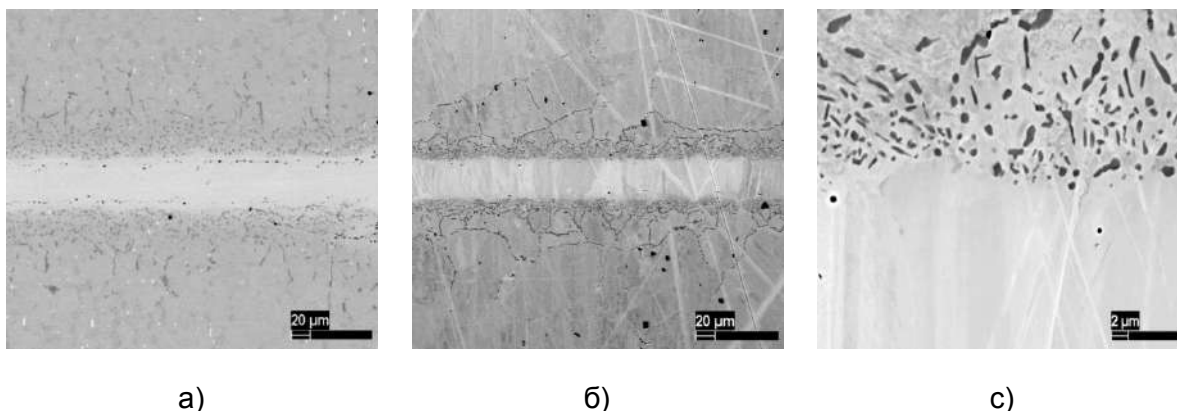


Рисунок 1 - Паяные соединения, полученные с помощью сплава-припоя Ni-Cr-Fe-Si-B: а) ферритно-мартенситная сталь 16X12VMCFB (ЭП-823), б), в) аустенитная сталь 12X18H10T (разные увеличения).

Паяные узлы, как правило, являются частью энергонапряжённых изделий, зачастую работающих в условиях изменения температуры. Поэтому необходимо исследовать изменение механических свойств после многократных операций нагрева и охлаждения. С этой целью проведено термоциклирование паяных образцов, что является ускоренным способом изучения усталостной стойкости соединений. Рассмотрен классический сплав-припой системы Ni-Cr-Si-B.

Ниже в таблице 1 приведены составы исследуемых сталей и припоев. Пайка проводилась для двух типов стали: аустенитной (12X18H10T) и ферритно-мартенситной (16X12VMCFB). Температурно-временной режим диффузионной пайки 1160 °C 40 мин для аустенитной стали и 1160 °C 15 мин для ферритно-мартенситной стали (время снижено для уменьшения эффекта частичного растворения карбидов Nb, V, W и Mo). Проведение процесса нагрева и выдержки во время пайки и охлаждение с печь происходит в вакууме 10^{-2} Па.

Таблица 1 - Химический состав материалов

Материал	Химический состав, масс.%											
	Fe	Ni	C	Cr	Si	Mo	V	Nb	W	Ti	B	Be
Сталь (А) 12Х18Н10Т	осн	10	0,12	18	<0,8	-	-	-	-	<1	-	-
Сталь (Ф-М) 16Х12ВМСФБ (ЭП-823)	осн	0,5	0,16	12	1,1	0,6	0,2	0,3	0,7	-	-	-
Никелевый припой	3,5	осн	-	7,5	4,5	-	-	-	-	-	2,6	-

На сегодняшний день слабо изучено влияние на механические свойства сложной структуры боридов, возникающих в диффузионной зоне стальных соединений.

В предыдущей работе [4] были получены результаты испытаний паяных соединений на одноосное растяжение (ГОСТ 28830-90) и ударную вязкость (ГОСТ 23046-78), и проанализировано с помощью метода фрактографии влияние хрупких боридов на прочность и характер разрушения соединения. Результаты механических испытаний показали, что для припоя системы Ni-Cr-Si-B получены значения: ударная вязкость 90 ± 10 Дж/см², предел прочности 460 ± 30 МПа для 12Х18Н10Т и предел прочности 210 ± 30 МПа для 16Х12ВМСФБ. Испытания на ударную вязкость были проведены только для аустенитной стали.

Термоциклирование цилиндрических образцов ($\varnothing 6$ мм×10мм) осуществлялось в металлической колбе, которая помещалась в разогретую заранее муфельную печь. Нагрев образцов осуществляли до 450 °С и далее охлаждали до 60 °С путем погружения колбы в холодную воду. Было проведено 50 циклов. График экспериментально полученной зависимости нагрева и охлаждения от времени представлен на рисунке 2.

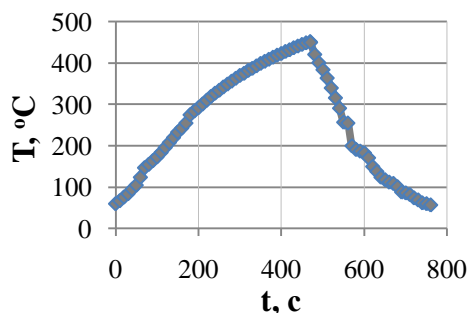


Рисунок 2 - Зависимость нагрева и охлаждения образцов от времени

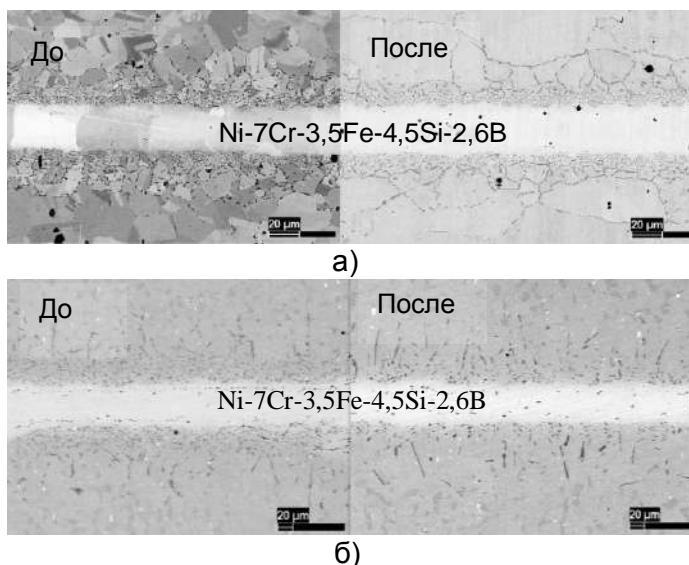


Рисунок 3 - Микроструктура паяного соединения (BSE) до и после термоциклирования
а) 12Х18Н10Т / Ni-Cr-Fe-Si-B;
б) 16Х12ВМСФБ / Ni-Cr-Fe-Si-B

Контроль температуры проводился с помощью вольфрам-рениевой термопары, помещенной в колбу с образцами. Установлено на базе 50 циклов, что все рассмотренные в работе соединения, обладают стойкостью к термоусталости (появление трещин и дефектов не обнаружено – рисунок 3) в интервале температур от комнатной до 450 °С, что свидетельствует о реальной возможности эксплуатации данных неразъемных соединений в условиях значительных колебаний рабочей температуры.

Определено влияния термоциклической обработки соединений на структурно-фазовое состояние шва. С помощью метода EBSD установлено, что в диффузионной зоне паяного соединения, полученного с помощью припоя системы Ni-Cr-Fe-Si-B, образуется в два раза больше мартенсита вследствие формирования во время изотермической выдержки боридной сетки, приводящей к накоплению микронапряжений и пластической деформации, стимулирующих фазовое $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение в стали (рисунок 4).

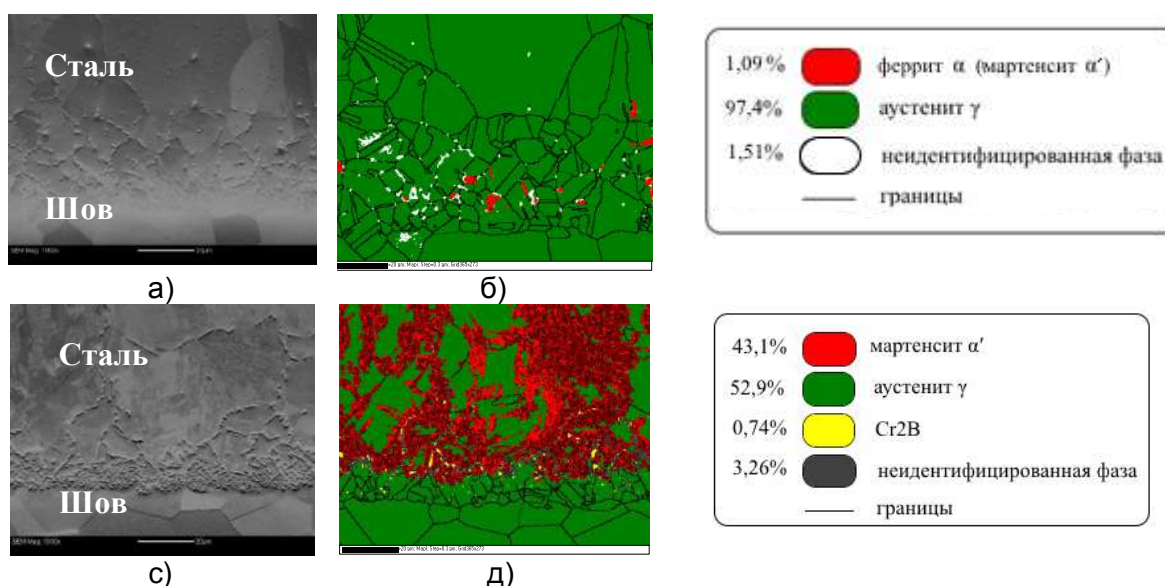


Рисунок 4 - Паяные соединения 12X18H10T / Ni-Cr-Fe-Si-B до термоциклирования: а) электронное изображение; б) карта фаз; после термоциклирования: с) электронное изображение; д) карта фаз

Список литературы:

[1] Ivannikov A., Tukhbatov V., Ustyuzhaninov A., Bogachev I. Rapid-quenched nickel-based solder for high-temperature brazing of various constructive elements // Tsvetnyye Metally Issue 12, 2014, P. 27-31.

[2] Marsilius M, Hartmann T. Influence of boron and phosphor containing nickel based brazing alloy on different base materials o Title. Int. Conf. Brazing, High Temp. Brazing Diffus. Bond. 2016. p. 227–232.

[3] Binesh B, Jazayeri Gharehbagh A 2016 Transient Liquid Phase Bonding of IN738LC/MBF-15/IN738LC: Solidification Behavior and Mechanical Properties // Journal of Materials Science and Technology (vol 32) pp 1137-1151.

[4] Kalin B., Penyaz M. Mechanical characteristics of heterogeneous structures obtained by high-temperature brazing of corrosion-resistant steels with rapidly quenched non-boron nickel-based alloys // Journal of Physics: Conference Series. 2018 (vol 945) 012024.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Липатникова Я.Д.¹, Соловьева Ю.В.¹, Старенченко В.А.¹, Валуйская Л.А.²

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия

²Сибирский государственный медицинский университет, Томск, Россия
yanna_lip@mail.ru

В настоящее время большой интерес представляет создание металл-интерметаллических слоистых композитов в качестве новых конструкционных материалов, обладающих высокой удельной прочностью, высокими антикоррозионными свойствами и значительной теплостойкостью. Большую роль при получении таких композиционных материалов играет численное моделирование, которое позволяет не только предсказать механические свойства материала, но и оценить вклад различных механизмов деформации и объяснить разрушение и развитие неустойчивость пластической деформации.

В данной работе моделировалась деформация и разрушение слоистых композитов в условиях динамического сжатия. Расчеты проводились в программном комплексе «РАНЕТ-3» [1] численным методом конечных элементов. В основе методики теоретического исследования лежит подход, объединяющий модель механики упругопластической среды [2] и модели дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$ и чистых металлов [3]. По результатам исследования системы уравнений дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$ были получены различные зависимости напряжение-деформация: периодические или аperiodически затухающие кривые течения или монотонно возрастающие кривые упрочнения, достигающие устойчивого насыщения. Кривые течения для чистых металлов являлись только монотонно возрастающими. Данные зависимости затем были включены в модель механики упругопластической среды для описания деформационного поведения элементарного объема образца.

Ранее такой подход позволил описать потерю устойчивости однородной пластической деформации однофазных материалов, в случае, если деформация элементарного объема описывалась с помощью периодической или аperiodической кривой упрочнения. Неустойчивость пластического течения выражалась в образовании полос суперлокализации пластической деформации при одноосном сжатии и в образовании «шейки» при растяжении. Явление суперлокализации пластической деформации наблюдалось в экспериментах на высокотемпературное сжатие монокристаллов сплавов Ni_3Ge и Ni_3Al , которые относятся к классу металлических соединений, имеющих $L1_2$ сверхструктуру.

Численное моделирование макроскопической деформации слоистых композитов типа металл-интерметаллид проводилось с образцами, имеющими прямоугольную форму, высотой 14 мм, отношение высоты к длине и ширине образца составляло 2:1:1. Ширина слоев чистого металла была равна 1 мм, а интерметаллической фазы составляла 2 мм (рис.1). Задачей данного исследования состояла в том, чтобы определить, каким образом вид кривых упрочнения элементарных объемов металлических и интерметаллических слоев влияют на макроскопическую деформацию композита.

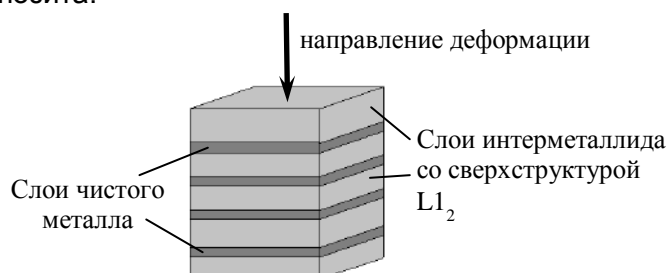


Рисунок 1 - Модель образца слоистого композита

Для этого были использованы аperiодически затухающие зависимости напряжение-деформация при описании упрочнения элементарных объемов слоев интерметаллида, которые в однофазном материале приводили к потере устойчивости однородной деформации, и монотонно возрастающие – для описания элементов металлического слоя. Результаты численного моделирования показали, что включение фазы чистого металла в интерметаллидную фазу увеличивает однородность пластического течения и частично подавляет образование полос суперлокализации. Это происходит только в том случае, если уровни напряжений кривых течения элементарных объемов интерметаллической и металлической фазы достаточно близки. В противном случае большая разница напряжений может привести к интенсивно развивающейся потере устойчивости однородной пластической деформации.

Если упрочнение элементарных объемов металлической и интерметаллической фаз описано монотонно возрастающими зависимостями напряжение-деформация, то есть в элементы интерметаллической фазы не заложены сценарии, приводящие к суперлокализации пластической деформации, то возможны различные сценарии развития макроскопической деформации. Здесь так же играет большую роль разность в уровнях напряжений кривых упрочнения фаз, составляющих композит. В случае, когда напряжения течения этих фаз отличается на порядок, пластическая деформация при сжатии отличается существенной неоднородностью, композит мог расслаиваться. Если же напряжения кривых упрочнения фаз отличаются максимум в два раза, то деформация протекает более однородно, без образования областей избыточных напряжений и локализации пластической деформации.

Таким образом, на однородность пластического течения слоистых композиционных материалов влияет как характер кривых упрочнения элементарных объема разных фаз слоистого композита, так и разница в уровнях напряжений этих кривых для фаз, составляющих композит.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 17-72-10042.

Список литературы

1. Югов Н.Т., Белов Н.Н., Югов А.А. Расчет адиабатических нестационарных течений в трехмерной постановке (РАНЕТ-3). Пакет программ для ЭВМ. Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2010611042, 2010 г.
2. Старенченко В.А., Валуйская Л.А., Фахрутдинова Я.Д., Соловьева Ю.В., Белов Н.Н. Исследование процессов локализации пластической деформации методом компьютерного моделирования // Известия вузов. Физика. – 2012. – Т. 55. № 2. – С. 76-87.
3. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Валуйская Л.А. Моделирование макроскопической локализации деформации в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Известия вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. № 8. – С. 47-57.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КАЛЬЦИЙСОДЕРЖАЩИХ МИНЕРАЛОВ**Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Анашкина Н.Е.***ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова Российской академии наук, Москва, Россия, bunin_i@mail.ru*

В России и мире в связи с существенным ухудшением качества минерального сырья, снижением содержания полезных компонентов в рудах в 1,5–2,5 раза, тонкой вкрапленностью рудных минералов существует настоятельная необходимость разработки принципиально новых, высокоэффективных, энергосберегающих методов и технологий, направленных на повышение полноты и комплексности обогащения минерального сырья [1]. В настоящее время интенсивно развиваются нетрадиционные (немеханические) комбинированные методы физико-химических, электрохимических и импульсных энергетических воздействий на геоматериалы сложного вещественного состава и водные суспензии [1, 2] для повышения эффективности процессов дезинтеграции и вскрытия тонкодисперсных минеральных комплексов цветных, редких и благородных металлов, извлечения полезных компонентов, усиления контрастности структурно-химических и технологических свойств труднообогатимого минерального сырья.

Актуальной задачей в процессах переработки шеелитовых (молибдено-шеелитовых) руд является разработка методов повышения качества шеелитовых концентратов с содержанием WO_3 до 50–80%. В докладе представлены экспериментальные данные о влиянии наносекундных импульсов высокого напряжения (МЭМИ [3, 4]) на химический состав поверхности, структурные дефекты и механические свойства природных минералов-диэлектриков – кальцийсодержащих минералов (кальцита $CaCO_3$, шеелита $CaWO_4$ и флюорита CaF_2 Тырнаузского месторождения).

Электромагнитную импульсную обработку минеральных проб проводили при следующих параметрах МЭМИ: длительность импульса – 10 нс, амплитуда напряжения на активном электроде ~ 25 кВ, напряженность электрического поля ~ 10^7 В/м, энергия в импульсе 0,1 Дж, частота повторения импульсов 100 Гц; диапазон изменения времени электроимпульсного воздействия $t_{обп} = 10 - 150$ с (доза электромагнитного импульсного излучения – число импульсов $N_{имп} = 10^3 - 1,5 \cdot 10^4$).

Для анализа химического (фазового) состава поверхности частиц кальцийсодержащих минералов использовали методы рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС, спектрометр Kratos Axis Ultra DLD с монохроматическим источником рентгеновского излучения AlK_{α}) и ИК-фурье-спектроскопии (ИКФС, ИК-спектрометр IRAffinity-1 Shimadzu с приставкой диффузного отражения DRS-8000). Рентгенолюминесцентные (РЛ) исследования выполнены на установке, состоящей из генератора рентгеновского излучения на базе Ирис-3м (НПП “Буревестник”) и рентгеновской трубки 5БХВ7 (НПП “Светлана – Рентген”), анодное напряжение 35 кВ, анодный ток 30 мА.

Микротвердость минеральных аншлифов размером $10 \times 10 \times 4,5$ мм до и после электромагнитной импульсной обработки определяли по методу Виккерса (HV , МПа) согласно ГОСТ-2999-75 (ISO 6507-1 : 2005) на микротвердомере ПМТ-3М; нагрузка на индентор 100 г и время нагружения 10 – 15 с.

Детальный анализ эволюции линий кислорода и фтора (O 1s и F 1s) на РФЭС спектрах флюорита (CaF_2) показал, что в результате электроимпульсной обработки

минерала в течение $t_{обп} = 10$ с ($N_{imp} = 10^3$) происходило гидроксильное (О 1s-линия кислорода, $E_{ce}(BE) = 531,7$ эВ) поверхности частиц минерала за счет адсорбции на активных центрах минеральной поверхности продуктов радиолитического разложения физически сорбированной воды ($E_{ce} = 533,13$ эВ). Концентрация атомов кислорода, связанных с поверхностной водой, снижалась с 17,3 до 10,3 ат. %, а концентрация кислорода, связанного с гидроксильными группировками, возрастала с 12,1 до 14,1 ат. %. Разложение на индивидуальные составляющие фотоэлектронной линии фтора F 1s показало, что воздействие МЭМИ ($t_{обп} = 10$ с) вызывало увеличение поверхностной концентрации интерстициального фтора F_i^- с 5,36 до 8,12 %. При увеличении времени обработки до $t_{обп} = 30, 50$ и 100 с атомная концентрация структурных дефектов типа F_i^- изменялась нелинейно и составила 6,37; 1,47 и $\sim 4,0$ ат. % соответственно.

Методом ИК-спектроскопии с преобразованием Фурье (режим диффузного отражения) установлено, что в результате электроимпульсной обработки образцов *кальцита* ($CaCO_3$; диапазон изменения времени обработки $t_{обп}$ от 10 до 100 с) происходило последовательное снижение интегральной интенсивности полосы поглощения при 1400 см^{-1} , отвечающей валентным колебаниям иона CO_3^{2-} в структуре минерала. При воздействии МЭМИ на образцы *шеелита* ($CaWO_4$) наблюдалось резкое увеличение площади дублета $775 + 818\text{ см}^{-1}$, относящегося к валентным колебаниям связи W – O анионного комплекса WO_4^{2-} .

Результаты рентгеновской люминесцентной спектроскопии (РЛС) свидетельствуют о существенном влиянии импульсных полей высокого напряжения на дефекты кристаллической структуры кальцийсодержащих минералов.

В рентгенолюминесцентном спектре *шеелита* идентифицирована широкая полоса с максимумом 480 нм, связанным с высвечиванием, по меньшей мере, четырех типов центров – $\{[W^{5+}O_4]_2 V_A^{**}\}^x$, $\{[W^{5+}O_4] V_A^{**}\}^y$, $[W^{5+}O_4]^z$, $[W^{5+}O_4]''' V_A^{***}$ [5]. В условиях электромагнитного излучения происходило гашение указанной полосы, в результате чего ее интегральная интенсивность снижалась в 1,3–1,4 раза, что свидетельствует о разрушении центров люминесценции данного типа. Характер изменения спектральной кривой подтверждает *безызлучательный* механизм гашения свечения в результате переноса энергии от возбужденных групп WO_4^{2-} к центрам тушения, образовавшимся также при воздействии МЭМИ.

Электромагнитная импульсная обработка *кальцита* вызывала увеличение интенсивности полосы при 600 нм в РЛ-спектре, определяющей свечение примесных ионов Mn^{2+} , изоморфно замещающих Ca^{2+} , а также занимающих положение в междоузлиях и находящихся в различной координации с кислородными вакансиями. Установленное изменение РЛ-спектра указывает на трансформацию исходной кристаллической структуры, связанную в данном случае с накоплением дефектов типа $Mn_V^{2+}[(V_{O_{(v)}}^{**})(CO_2)]^{**}$, $Mn_{IV}^{2+}[(V_{O_{(iv)}}^{**})(CO_2)]^{**}$ [5].

В спектрах рентгенолюминесценции *флюорита* наблюдалась серия полос с максимумами 4,25 эВ (V_K -центр), 3,62 эВ (Ce^{3+}), 2,88 эВ (Eu^{2+}), 2,7 эВ (Dy^{3+}), 2,18 эВ ($Dy^{3+} \cdot OH^-$), 1,8 эВ, 1,6 эВ ($Dy^{3+} \cdot F_i^-$) [5]. Электроимпульсная обработка минерала приводила к общему увеличению интенсивности свечения без изменения симметрии отдельных полос и профиля спектральной кривой. Максимальное увеличение (в 2,1–2,2 раза) интегральных интенсивностей полос достигалось в результате обработки

МЭМИ в течение первых 10 с ($N_{imp} = 10^3$). Увеличение времени обработки до $t_{обп} \geq 30$ с вызывало уменьшение площадей полос; однако, численные значения площадей превосходили соответствующие значения для образца в исходном (без воздействия МЭМИ) состоянии в 1,5–1,7 раза.

По всей видимости, в процессе эволюции оптически-активных центров природного флюорита в условиях импульсных энергетических воздействий на начальной стадии при $t_{обп} = 10$ с происходило образование, а затем, с увеличением дозы электромагнитного излучения ($t_{обп} \geq 30$ с, $N_{imp} = 3 \times 10^3$) – частичная аннигиляция автолокализованных дырок (V_K -центров). Также наблюдалось симбатное V_K -центрам изменение числа центров, связанных со свечением Ce^{3+} , Eu^{2+} , Dy^{3+} , $Dy^{3+} \cdot OH^-$ и $Dy^{3+} \cdot F_1^-$.

Установленные изменения спектральных характеристик свидетельствуют об образовании структурных дефектов, возможно, вследствие поляризации природных минералов-диэлектриков в сильных электрических полях, вызывающей искажения кристаллической решетки, изменение жесткости и разрыв химических связей.

Микроструктурные изменения поверхностного слоя и образование новых дефектов кристаллической решетки кальцийсодержащих минералов при нетепловом воздействии [4] наносекундных МЭМИ, обуславливали эффективное разупрочнение природных минералов-диэлектриков: максимальное относительное снижение микротвердости (HV , МПа) наблюдалось при обработке минералов в течение $t_{обп} \sim 150$ с и составило для *кальцита* (твердость по Моосу 3) – 66,5 % (с 790 до 265 МПа), *флюорита* (твердость 4) – 53,2 % (с 876 до 410 МПа), *шеелита* (твердость 5) – 51,3 % (с 2087 до 1017 МПа). В целом обращает на себя внимание тот факт, что в условиях воздействия наносекундных МЭМИ величина относительного изменения и скорость изменения микротвердости минералов-диэлектриков, среди прочих факторов, по всей видимости, определяются твердостью минералов (природой (энергией) химических связей, валентностью), максимальны для минералов со сравнительно низким уровнем твердости и в большинстве случаев достигаются при сравнительно малых дозах электромагнитного импульсного излучения.

В результате проведенных экспериментов показана принципиальная возможность использования импульсных энергетических воздействий для повышения эффективности *флотационного* обогащения кальцийсодержащих минералов: предварительная электроимпульсная обработка ($t_{обп} = 30 - 50$ с) мономинеральных фракций обеспечила прирост извлечения при флотации кальцита на 8 %, флюорита – 6 % и шеелита – 10–12 %.

Список литературы

- [1] Чантурия В.А. // Горный журнал. – 2017. – № 11. – С. 7-13.
- [2] Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Самусев А.Л., Хабарова И.А. // Горный журнал. – 2017. – № 11. – С. 77-83.
- [3] Чантурия В.А., Гуляев Ю.В. и др. // Доклады РАН. – 1999. – Т. 366. – № 11. – С. 680-683.
- [4] Черепенин В.А. // УФН. – 2006. – Т. 176. – № 10. – С. 1124-1130.
- [5] Кузнецов Г.В., Таращан А.Н. Люминесценция минералов гранитных пегматитов. – Киев: Наукова Думка, 1988. – 180 с.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ
МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ AL-SiC
В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИЙ**

А.С. Смирнов, А.В. Коновалов

*Институт машиноведения УрО РАН, Россия,
smirnov@imach.uran.ru*

Композиционные материалы с матрицей из металлических материалов в процессе пластического деформирования при высоких температурах обладают сложным реологическим поведением, проявляющимся во влиянии истории нагружения на кривую сопротивления деформации. Это вызвано тем, что при повышенных температурах деформации в матрице композита происходят конкурирующие процессы упрочнения и разупрочнения. В связи с этим, для корректного описания реологического поведения металломатричных композитов (ММК) в условиях высоких температур необходимо, чтобы математические модели, описывающие реологическое поведение ММК, учитывали влияние изменения условий нагружения в процессе деформации. Ранее авторами была предложена математическая модель сопротивления деформации, описывающая реологическое поведение высоколегированных алюминиевых сплавов, в которых происходит дисперсное упрочнение [1]. Данная модель представляет собой структурно-иерархическую модель с внутренними переменными, описывающими процессы возврата, динамической рекристаллизации, а также упрочнения посредством увеличения плотности дислокаций и блокирования движения свободных дислокаций частицами или дисперсоидами (интерметаллидами, силицидами и т.п.). Модель была апробирована на сплавах АМг6, 1570С и ММК Al/15% SiC, синтезированного по жидкофазной технологии. Целью работы является верификация ранее разработанной модели сопротивления деформации для описания реологического поведения ММК АМг6/10% SiC и В95/10% SiC, изготовленных по твердофазной технологии.

Идентификация модели проводилась на ММК, которые были изготовлены с использованием методов порошковых технологий путем перемешивания упрочняющих частиц карбида кремния и алюминиевых сплавов в вибросмесителе с последующим компактированием и спеканием под давлением при высоких температурах. Из полученных таким способом ММК АМг6/10% SiC и В95/10% SiC были вырезаны цилиндрические образцы для испытания на сжатие при температуре 400 °С. Испытания проводились в диапазоне скоростей деформаций 0,1-5 с⁻¹ на пластометрической установке конструкции ИМАШ УрО РАН. На рис. 1 приведены изображения микроструктур ММК В95/10% SiC и АМг6/10% SiC в исходном недеформированном состоянии после спекания.

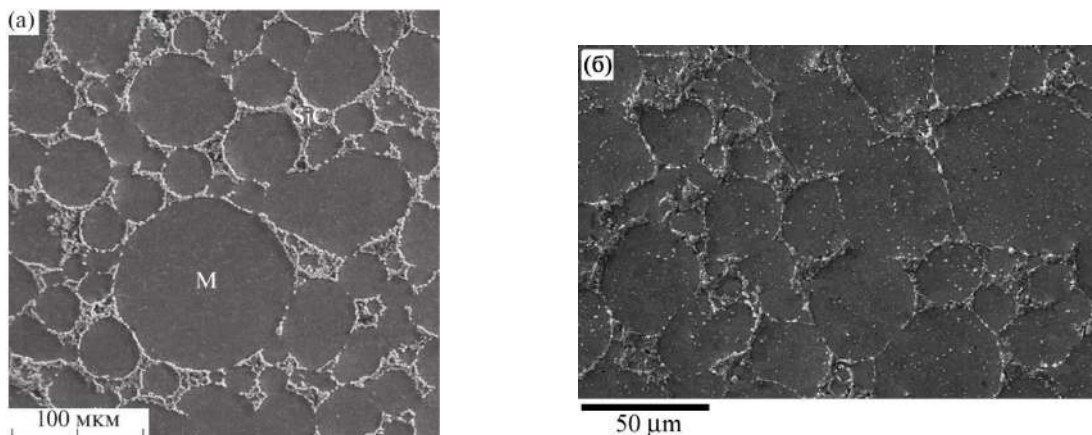


Рисунок 1 - Изображение микроструктур металломатричных композитов В95/10% SiC (а) [2] и АМг6/10% SiC (б) в исходном недеформированном состоянии после спекания

Модель сопротивления деформации имеет следующий вид:

$$\sigma_s = \sqrt{3}k + \frac{\sqrt{3}}{2}q, \quad q = a_8 \ln(1 + a_9 \dot{\varepsilon}),$$

$$k = a_0 + \rho V_n (a_{10} + a_{11} V_p)^{a_{12}}, \quad \dot{\rho} = a_1 \exp(-a_2 \rho) \dot{\varepsilon} - a_3 \rho,$$

$$\dot{V}_r = \begin{cases} a_5 \varepsilon_r R^2 \frac{dR}{dt}, & \text{если } V_r \leq a_6, \\ \dot{V}_r^* \left(\frac{1 - V_r}{1 - a_6} \right)^{a_7}, & \text{если } V_r > a_6, \\ \dot{V}_r^*, & \text{при } V_r = a_6, \end{cases}$$

$$V_n = 1 - V_r - V_p, \quad \dot{V}_p = a_{13} \dot{\varepsilon} - a_{14} \frac{V_n}{1 + \rho}, \quad \varepsilon_r = \int_0^{t_r} \dot{\varepsilon} dt, \quad \frac{dR}{dt} = \dot{\varepsilon} \rho \quad \text{при } \rho > a_4.$$

Здесь σ_s – напряжение сжатия (растяжения) при одноосном напряженном состоянии (сопротивление деформации); $a_0 = k(t_0)$, t_0 – момент времени начала пластической деформации; q – функция, описывающая вязкие свойства материала; ρ – величина, пропорциональная приращению плотности дислокаций за счет пластической деформации; ε_r – степень деформации, накопленная до начала динамической рекристаллизации; V_n , V_r – нерекристаллизованная и рекристаллизованная доли объема металла, соответственно; V_p – приращение объема, характеризующего скопления дислокаций, заблокированных включениями и примесными атомами; R – радиус рекристаллизованного зерна, $R(t_r) = 0$, t_r – момент времени начала динамической рекристаллизации, определяемый условием $\rho = a_4$; a_i ($i = 0, \dots, 14$) – параметры модели, подлежащие идентификации по опытным данным. Объем V_n , V_r и V_p должны удовлетворять следующему равенству: $V_n + V_r + V_p = 1$. В начальный момент времени до деформации $V_n = 1$, $V_r = 0$, $V_p = 0$.

Параметры модели нашли, минимизируя одновременно по трем экспериментальным кривым сопротивления деформации среднее квадратичное отклонение расчетных значений сопротивления деформации $\sigma_s(t)$ от экспериментальных $z(t)$

$$J(a_0, \dots, a_{14}) = \sum_{j=1}^3 \int_0^T [\sigma_s(t) - z(t)]^2 dt,$$

где T – время деформации образца.

На рис. 2 приведен общий вид законов нагружения образцов. Результаты идентификации модели сопротивления деформации показаны на рис. 3 сплошными линиями, а точками изображены экспериментальные данные. Коэффициенты модели приведены в таблице. Из рис. 3 видно, что модель с приемлемой точностью описывает реологическое поведение исследуемых композитов.

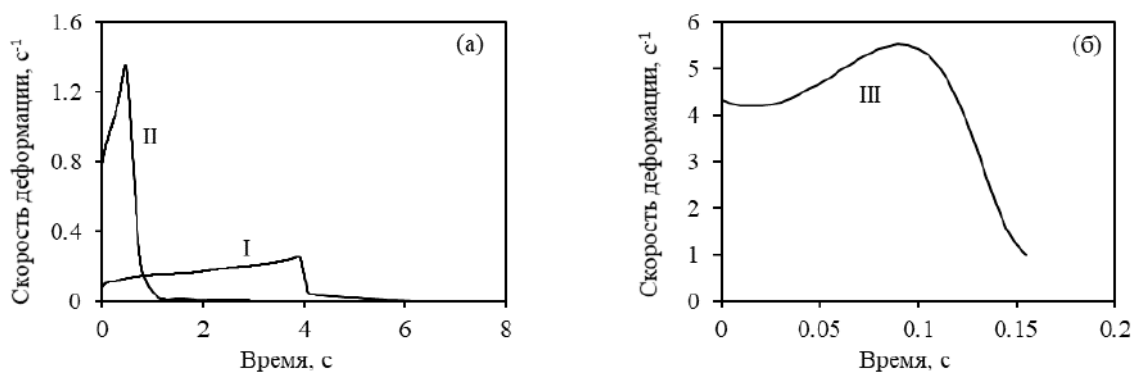


Рисунок 2 - Примеры зависимости скорости деформации образца от времени, используемые при идентификации модели сопротивления деформации для ММК В95/SiC 10% и АМг6/10% SiC

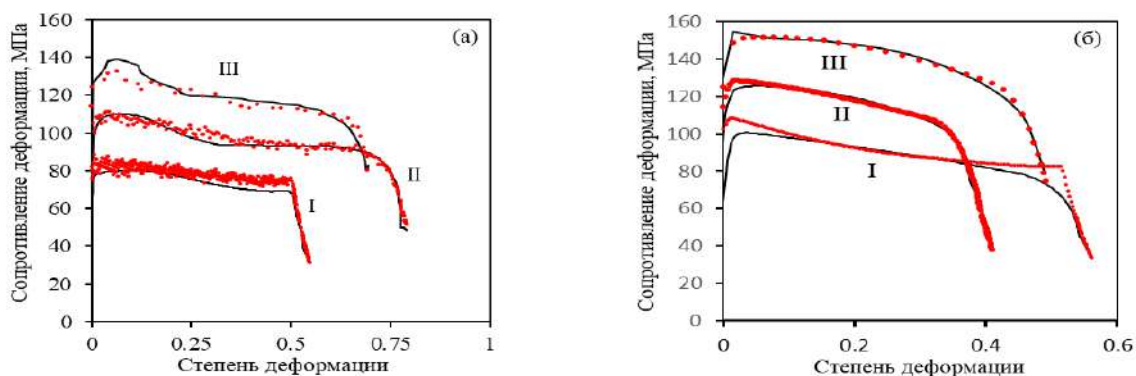


Рисунок 3 - Экспериментальная и рассчитанная по модели зависимость сопротивления деформации от степени деформации для ММК В95/10% SiC (а) и АМг6/10% SiC (б)

Таблица - Коэффициенты модели сопротивления деформации для ММК В95/10% SiC и АМг6/10% SiC при 400 °С

ММК	a_0	a_1	a_2	a_3	a_4	a_5	a_6	a_7	a_8	a_9	a_{10}	a_{11}	a_{12}	a_{13}	a_{14}
В95/10% SiC	3	3972	0,01	1	83	0,0	0,2	0,4	2	1	10	0,0	11	1,3	0,0004
	9	0	3	1		5	4	3	9	5		9	0	6	
АМг6/10% SiC	2	80297	0,02	0,0	23	53	0,0	3,4	2	1	0,3	0,0	2,0	1,2	34
	7			1			5		4	6	4	2	9	9	

Работа выполнялась при частичной финансовой поддержке РФФ грант № 14-19-01358 в части реологического исследования ММК В95/10% SiC; РФФИ грант № 16-08-00160 в части реологического исследования ММК АМг6/10% SiC, а также по плану работ по теме № 0391-2016-0001 ИМАШ УрО РАН в части моделирования реологического поведения композитов.

Список литературы

1. Smirnov A. S., Konovalov A. V., Muizemnek O. Yu. Modelling and Simulation of Strain Resistance of Alloys Taking into Account Barrier Effects // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2015. № 1. С. 61-72.
2. Пугачева Н.Б., Мичуров Н.С., Сенаева Е.И., Быкова Т.М. Структура и теплофизические свойства алюмоматричных композитов // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. № 11. С. 1188–1195.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ САМОРАСШИРЯЮЩИХСЯ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ

Ерёмина Г.М., Смолин А.Ю., Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
kvk@ispms.tsc.ru

В последнее время для восстановления просвета кровеносных сосудов в месте образования атеросклеротических бляшек всё большее применение находят саморасширяющиеся внутрисосудистые стенты из сплавов на основе никелида титана, обладающих эффектами памяти формы и сверхэластичности. Производителями выпускается большая номенклатура стентов различного дизайна, однако до сих пор в полной мере не решены проблемы, связанные с осложнениями после стентирования. Поэтому постоянно ведутся исследования по разработке дизайна и технологии изготовления стентов. Наиболее разработанной к настоящему времени является технология изготовления саморасширяющихся стентов из тонкостенных цилиндрических трубок малого диаметра с индивидуальным дизайном ячеек, полученным с помощью резки лазерным лучом. Для задания диаметра стента заготовку стента после лазерной вырезки размещают на формообразующей цилиндрической оправке соответствующего диаметра и подвергают термообработке [1] (рис.1).

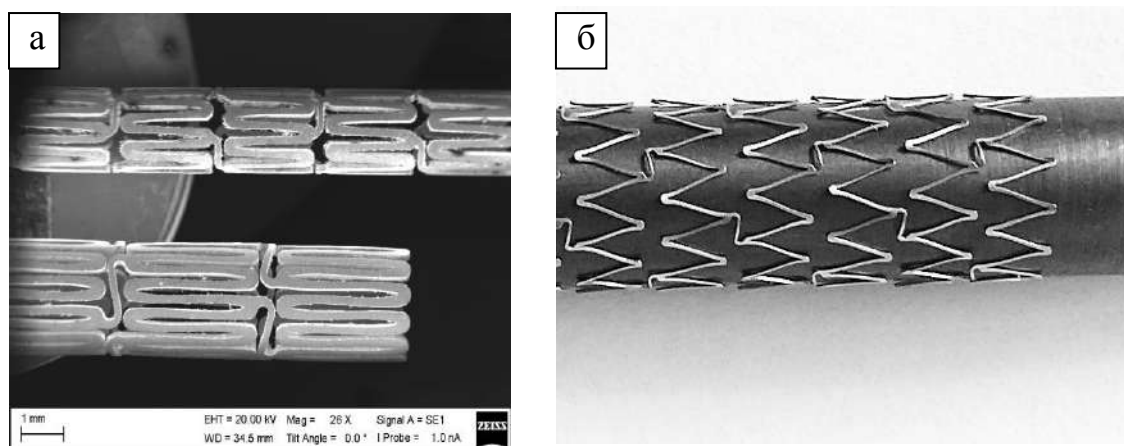


Рисунок 1 - Заготовки стента двух типоразмеров после лазерной вырезки (а);
заготовка стента на формообразующей оправке (б)

При размещении заготовки на формообразующей оправке элементы стента подвергаются деформациям, которые могут привести к разрушению или возникновению опасных дефектов. Одним из возможных путей решения этой проблемы является выбор оптимального дизайна ячеек.

Для изучения влияния конфигурации стента на его механическое поведение применяют компьютерное моделирование, с помощью которого выявляются наиболее нагруженные области стента, подверженные разрушению, что помогает оптимизировать конструкцию внутрисосудистого имплантата и технологию его изготовления. Практически во всех публикациях по этой тематике для компьютерного моделирования используют метод конечных элементов [2, 3]. В этих работах рассматривается деформационное поведение готовых стентов из никелида титана при различных условиях нагружения при нахождении в организме человека или на этапе размещения стента в системе доставки. Исследования деформаций и напряжений в стентах на различных этапах технологии их изготовления отсутствуют.

В настоящей работе для численного исследования механического поведения стента использован метод подвижных клеточных автоматов [4]. Силы взаимодействия между автоматами вычисляются в соответствии с правилами многочастичного

взаимодействия, обеспечивающими упруго-пластическое поведение моделируемого материала. Преимуществом этого метода для решения поставленной задачи является возможность явного учёта возникновения и развития трещин.

Прототипом для моделирования служили стенты из никелида титана с наиболее типичным дизайном, представляющим цилиндрическую сетчатую конструкцию, образованную коронами из V-образных элементов, соединённых перемычками (рис. 1). При размещении заготовки стента после лазерной вырезки из трубки на формообразующую оправку V-образные элементы раскрываются на определённый угол в зависимости от диаметра оправки. Были рассчитаны распределения напряжений и деформаций в элементах стента при этой технологической операции.

Для расчётов были выбраны повторяющиеся участки, состоящие из периода короны и соединяющего элемента, для двух дизайнов стентов, показанных на рисунке 2. Нагружение модельных образцов задавалось в перемещениях. Для обоих дизайнов были использованы две схемы нагружения, которые на рисунке 2 показаны стрелками. Первая схема нагружения осуществлялась путём задания автоматам торцов постоянной скорости $v = 0.1$ м/с (рис. 2а). Вторая схема нагружения учитывала возможное искажение геометрии при размещении на оправке, и, в дополнение к первой схеме предполагала задание скорости $v/2 = 0.05$ м/с автоматам конца соединяющего элемента (рис. 2б). При расчётах использовали геометрические размеры элементов реальных стентов.

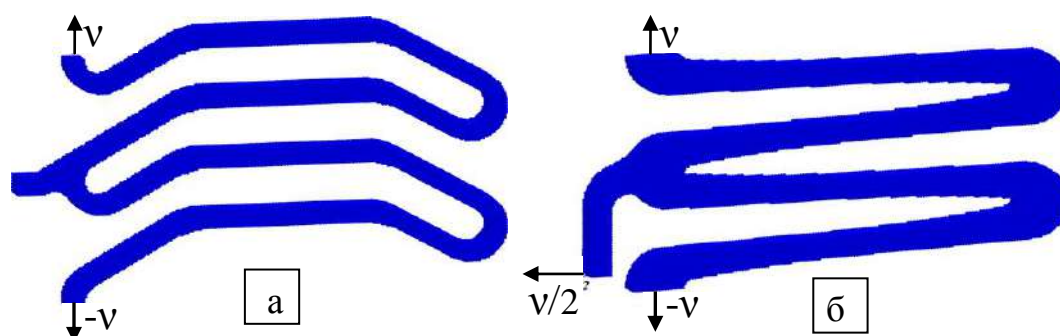


Рисунок 2 - Общий вид модельного образца 1 с нагружением по схеме 1 (а) и образца 2 с нагружением по схеме 2 (б)

Для расчётов в качестве функции отклика автоматов использовали диаграмму нагружения при растяжении никелида титана с содержанием никеля 50,8 ат. %, что обеспечивает реализацию в таком материале эффекта сверхэластичности за счёт индуцированного внешним напряжением мартенситного превращения. На начальном этапе материал находится в высокотемпературной фазе B2 с высоким модулем упругости $E = 70$ GPa и деформируется упруго до напряжения $\sigma_y = 360$ МПа. По достижении этой величины в материале деформация идёт за счёт индуцированного напряжением мартенситного превращения с деформационным упрочнением, аппроксимированным линейным законом. Напряжение при превращении всего объёма материала в мартенситную фазу $\sigma_p = 380$ МПа, при этом относительная деформация $\varepsilon_p = 0.03$. Предел прочности $\sigma_b = 1000$ МПа, величина относительной деформации при разрушении $\varepsilon_b = 0.1$. Результаты моделирования представлены на рисунке 3 в виде распределения эквивалентных напряжений в момент разрушения образца (области разрушения выделены окружностями). При нагружении по схеме 1 образца 1, высота короны в котором составляет 1,8 мм, разрушение происходит при раскрытии концов выделенного элемента на величину 1 мм (рис. 3а). Если же нагружение реализуется по схеме 2, то есть дополнительно имеются напряжения, действующие по направлению вдоль оси стента, то разрушение наступает значительно раньше – при раскрытии концов выделенного элемента на величину 0,3 мм (рис. 3б). Независимо от схемы

нагрузки область разрушения образца 1 локализована в вершине V-образного элемента короны.

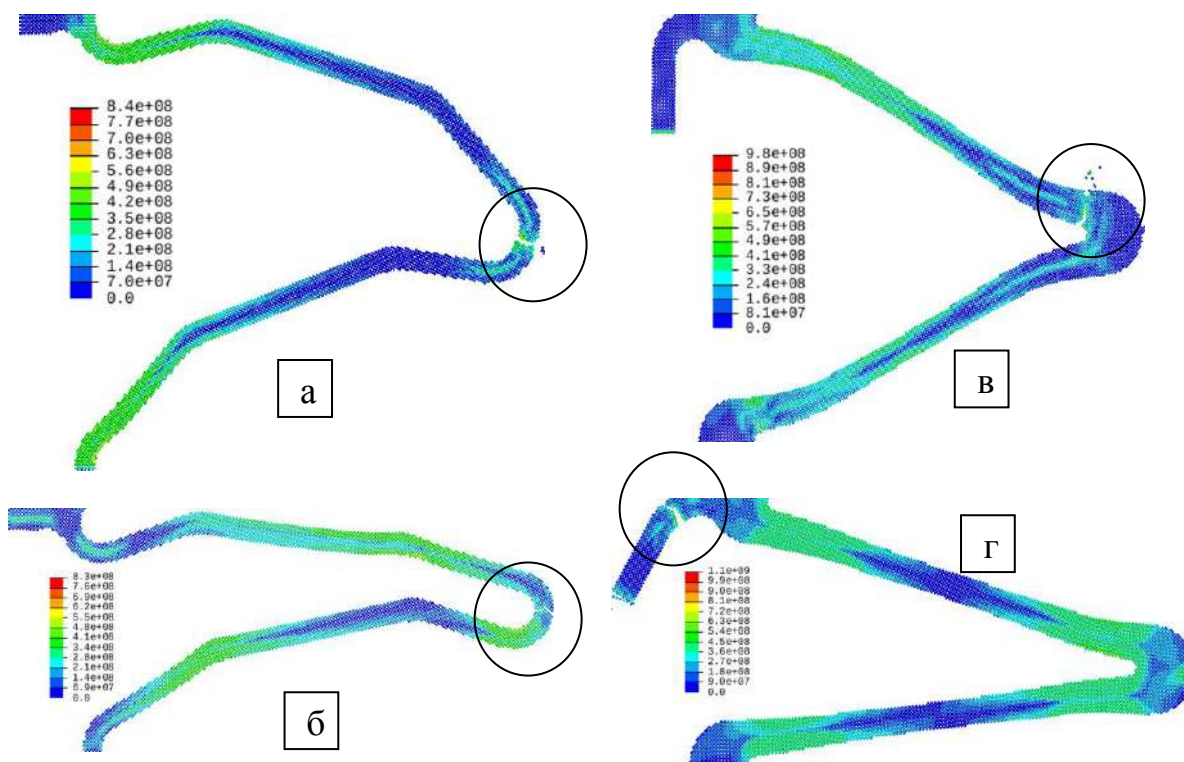


Рисунок 3 - Распределение интенсивностей напряжений (Па) (показаны нижние половины модельных образцов) в момент разрушения: (а) образец 1 при нагружении по схеме 1; (б) образец 1 при нагружении по схеме 2; (в) образец 2 при нагружении по схеме 1; (г) образец 2 при нагружении по схеме 2

Распределение интенсивностей напряжений в образце 2 при его нагружении по схеме 1 и 2 в момент разрушения приведены на рис. 3в и 3г. Для этого образца высота короны составляла 2,1 мм. Разрушение происходит при раскрытии стента на величину 1.2 мм в случае нагружения по схеме 1 (рис. 3в) и на величину 0.35 мм при нагружении по схеме 2 (рис. 3г). При схеме нагружения 1 область разрушения образца 2 находится на страте вблизи вершины короны. При воздействии дополнительных напряжений в направлении вдоль оси стента (при схеме нагружения 2), разрушение локализуется в изогнутой зоне соединяющего элемента вблизи его крепления с короной.

Полученные результаты компьютерного моделирования позволили выявить наиболее опасные области элементов стента, в которых может происходить разрушение при их деформации на стадии изготовления стентов, а также определить величину критической деформации, при которой в локальных областях возникают напряжения, близкие к пределу прочности материала стента. Эти результаты использованы для корректировки дизайна стентов и режимов технологической операции по заданию требуемого диаметра стентов.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного проекта №.23.2.2.

ЛИТЕРАТУРА

1. D.L. Cox, U.S. Patent No. 6,626,937 (30 Sep. 2003).
2. M. Azaouzi, N. Lebaal, A. Makradi, S. Belouettar, Materials and Design 50, 917–928, (2013) .
3. F. Auricchio, M. Conti, M. Ferraro, S. Morganti, A. Reali, R.L. Taylor, Comput Methods Appl Mech Engrg 295 347-361, (2015).
4. E. V. Shilko, S. G. Psakhie, S. Schmauder, V. L. Popov, S. V. Astafurov, A. Yu. Smolin, Comput. Mater. Sci. 102, 267–285 (2015).

СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НОВЫХ МОДИФИКАЦИЙ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ Ta₂O₅

Зибров И.П., Филоненко В.П.

Институт физики высоких давлений РАН, Москва, Россия
zibrov@hppi.troitsk.ru

При атмосферном давлении пентаоксид тантала существует в виде двух основных модификаций: низкотемпературной *L* и высокотемпературной *H*. Обе структуры состоят из октаэдров и пентагональных бипирамид [1,2]. Гидротермальным синтезом при очень низких температурах удалось получить *TT* и *T* модификации, принадлежащие к одному гомологическому ряду с *L*-Ta₂O₅ и отличающиеся от нее длиной цепочек из пентагональных бипирамид [3]. Еще одна модификация *B*-Ta₂O₅, структура которой состоит только из октаэдров, также была получена методом гидротермального синтеза [4].

Изучение превращений *L* и *H* модификаций в условиях высоких давлений и температур показало, что при давлениях выше 7.5 ГПа и температурах 1100-1300°C формируется самая плотная фаза высокого давления *Z*-Ta₂O₅ [5], но извлекаемый из камеры при нормальном давлении материал являлся двухфазным вследствие частичного превращения *Z* модификации в *B*.

Пентаоксид тантала-очень прочное соединение с энтальпией образования более 2000 кДж/моль и температурой плавления около 1800 С. Поэтому, при синтезе новых фаз в условиях высоких давлений необходимо преодолеть высокий энергетический барьер для разрушения исходной структуры. Этот барьер не надо преодолевать, если в качестве исходного материала использовать аморфный пентаоксид.

Таким образом, целью настоящей работы было приготовление аморфного порошка Ta₂O₅ и его термобарическая обработка при P=5 ГПа и T=800-900 С.

Для получения аморфного Ta₂O₅ кристаллический L-Ta₂O₅ (о.с.ч.) сплавляли с КОН при T=750 С для получения K₇Ta₅O₁₆, который затем растворяли в воде. В полученный раствор добавляли HCl, в результате чего в осадок выпадало нерастворимое в воде соединение H₇Ta₅O₁₆ (при этом KCl оставался в растворе). Промытый 5 раз в воде осадок H₇Ta₅O₁₆ высушивали при T=50 С (рентгенограмма порошка представлена на Рис.2-1). Полученный порошок предварительно прессовали в таблетки диаметром 5 мм и высотой 3÷4 мм. Для предотвращения химического взаимодействия образцы изолировали от графитового нагревателя тугоплавкой фольгой (Ta). Синтез проводили в течение 3 минут при P=5.0 ГПа, T=800-900 С в камерах типа «тороид» (Рис.1).

Извлеченные из камеры высокого давления образцы очищали механически от защитной фольги и проводили рентгенофазовый анализ в Гинье-камере G670 (Huber, Германия) (Cu K_{α1} излучение).

На Рис.2 представлены дифрактограммы полученных образцов. На Рис.2-2 представлена дифрактограмма новой модификации высокого давления Ta₂O₅, структура которой пока не расшифрована, однако, удалось определить параметры ромбической элементарной ячейки: *a*=8.432(4) Å, *b*=6.4637(8) Å, *c*=3.446(3) Å, V=187.81 Å³. На Рис.2-4 представлена дифрактограмма еще одной новой модификации высокого давления A-Ta₂O₅, которая оказалась изоструктурной α-U₃O₈ (так называемая фаза Андресена, Рис.3) (в этом же структурном типе кристаллизуются фазы высокого давления Nb₃O₇F и W₃O₈(I), а также Ta₃O₇F): *a*=6.4781 Å, *b*=10.4728 Å, *c*=3.893 Å, V=264.12 Å³, Z=3, п.г. C222 или Cmmm. Предполагается, что стехиометрия Ta₂O₅ в этой ячейке реализуется за счет кислородных вакансий. Влияние воды на формирование

этих соединений будет уточняться. Термобарическая обработка аморфного порошка при $T=850\text{ C}$ привела к образованию смеси двух этих фаз (Рис.2-3).

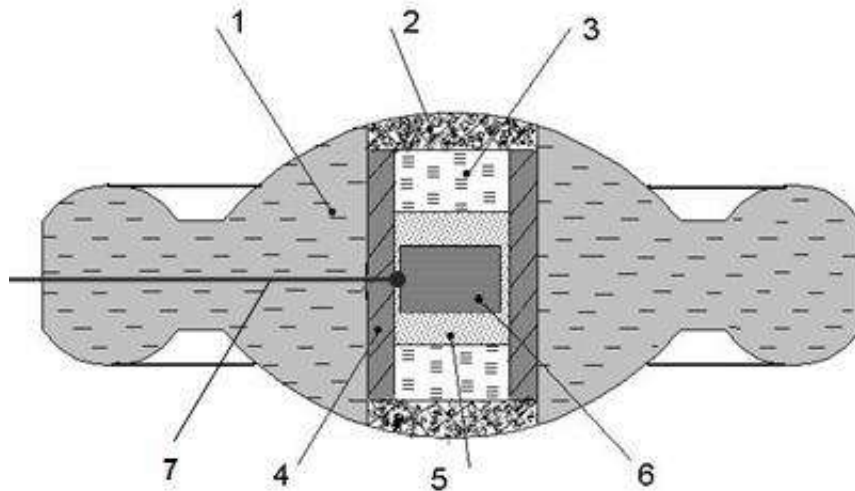


Рисунок 1 - Схема ячейки высокого давления: 1- контейнер из литографского камня, 2 – крышки из смеси hBN и порошка графита, 3 – крышки из hBN, 4 – графитовый нагреватель, 5 – порошок hBN, 6 - образец, 7 - термопара.

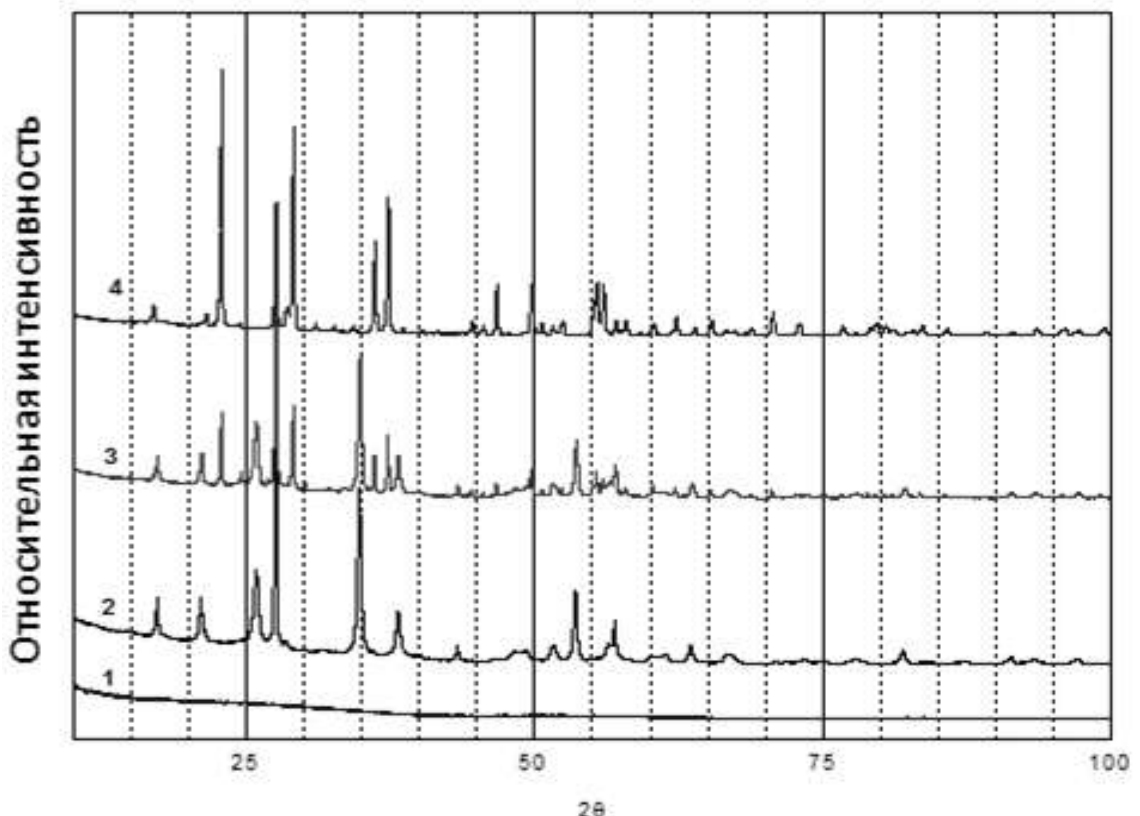


Рисунок 2 - Дифрактограммы порошков: 1 – аморфный Ta_2O_5 ; 2 – P-T обработка аморфного порошка при $P=5\text{ ГПа}$ и $T=800\text{ C}$; 3 - P-T обработка аморфного порошка при $P=5\text{ ГПа}$ и $T=850\text{ C}$; 4 - P-T обработка аморфного порошка при $P=5\text{ ГПа}$ и $T=900\text{ C}$.

В фазе Андресена объем, приходящийся на одну молекулу Ta_2O_5 соответствует 88.04 \AA^3 , поэтому, вероятнее всего, в первой фазе в элементарной ячейке содержится 2 молекулы Ta_2O_5 , т.е. на одну молекулу приходится 93.905 \AA^3 . Проведено уточнение структуры A- Ta_2O_5 по рентгеновским данным с использованием полнопрофильного

анализа (метод Ритвельда). В результате уточнения были получены позиционные и тепловые параметры атомов тантала и кислорода.

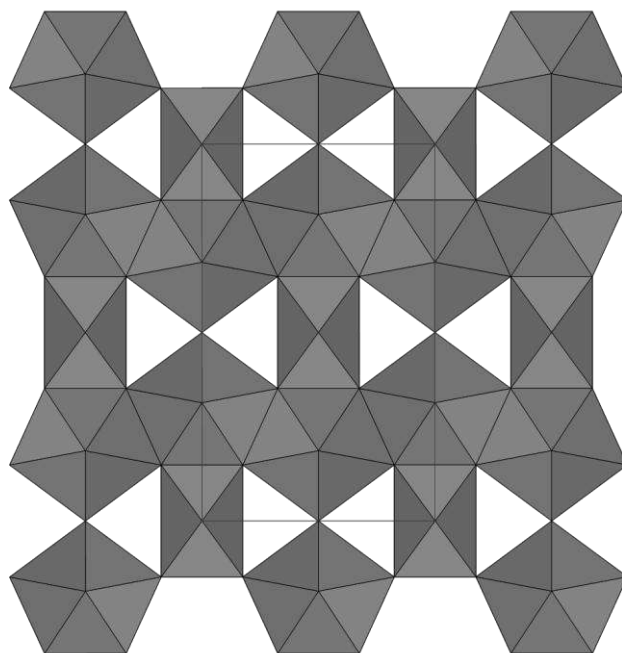


Рисунок 3 - Структура A-Ta₂O₅ в плоскости xy, состоящая из пентагональных бипирамид [TaO₇] и октаэдров [TaO₆]: $a=6.4781 \text{ \AA}$, $b=10.4728 \text{ \AA}$, $c=3.893 \text{ \AA}$.

Таким образом, проведенное исследование позволило получить следующие результаты:

1. Разработан метод получения аморфного Ta₂O₅ химическим путем в лабораторных условиях.
2. Методом кристаллизации аморфного Ta₂O₅ при давлении 5.0 ГПа в температурном интервале 800-900°C получены два новых соединения.
3. Расшифрована и уточнена структура одного из них. Для другого определены параметры ромбической элементарной ячейки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00171а.

Литература

1. Stephenson N.C., Roth R.S. // *J. of Solid State Chem.* 1971. V.3. P.145.
2. Stephenson N.C., Roth R.S. // *Acta Cryst.* 1971. V. B27. P.1037.
3. Hummel H.-U., Fackler R., Remmert P. // *Chem. Ber.* 1992. B.125. P.551.
4. Izumi S., Kodama H. // *J. Less-Common Met.* 1979, V. 63, № 2, P. 305-307.
5. Zibrov I.P., Filonenko V.P., Sundberg M. and Werner P.-E. // *Acta Cryst.* 2000. B56. P. 659.

**ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ В КРИСТАЛЛАХ
КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА И АЛМАЗА****Филоненко В.П., Зибров И.П., Анохин А.А.***Институт физики высоких давлений РАН, Москва, Россия**¹Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва, Россия**filv@hppi.troitsk.ru*

Насыщенность решетки кристаллов кубического нитрида бора или алмаза точечными дефектами в виде атомов замещения или вакансий обеспечивает высокую подвижность атомов при спекании частиц в условиях термодинамической стабильности этих фаз. Активный массоперенос способствует формированию прочных границ раздела и получению компактов или композитов с высоким уровнем физико-механических и эксплуатационных характеристик.

Кроме этого индивидуальные микро- и нано-частицы с точечными дефектами приобретают новые качества. Так, легирование бором превращает алмаз из диэлектрика в проводник. При концентрации атомов бора 2-3% параметр элементарной ячейки увеличивается с 3.5667 Å до 3.5743 Å и появляется сверхпроводимость с $T_c \sim 4$ К [1,2]. Максимальная концентрация в алмазах более крупных атомов (Si, P, Ge) не превышает сотых долей процента. Они образуют примесно-вакансионные комплексы с различными люминесцентными характеристиками [3,4]. Легирование микрокристаллов кубического нитрида бора малыми количествами редкоземельных элементов также приводит к появлению люминесценции [5].

В данной статье представлены результаты по получению и анализу кристаллов кубического нитрида бора и алмаза с большой концентрацией точечных дефектов в виде атомов замещения. В работе использовались камеры высокого давления типа тороид. Синтез индивидуальных частиц кубического нитрида бора вели из смесей нитрида углерода (C_3N_4) с рентгеноаморфным бором, а алмаза - из смесей наноразмерного глобулярного углерода (НГУ) с М-карбораном ($B_{10}C_4H_{16}O_2$).

Ранее было показано, что максимальная степень замещения углеродом позиций бора и азота в нитриде бора достигается при использовании наноразмерных компонентов. По результатам рентгеновского уточнения структуры состав кристаллов был определен как $B_{0.92}C_{0.14}N_{0.94}$ [6], то есть в узлах решетки кубического нитрида бора находится около 7% углерода. Ячейка таких кристаллов увеличена почти на 1%. С учетом того, что в реакционной смеси было много кислорода, хемсорбированного на поверхности частиц исходных компонентов, было показано, что в позициях азота может находиться до 4% кислорода. Дополнительные эксперименты, проведенные на смесях с различным содержанием исходных компонентов, подтвердили, что за увеличение элементарной ячейки cBN отвечает именно кислород. Установлены критерии значимого занятия кислородом позиций азота в базовой решетке нитрида бора. Для этого в реакционном объеме необходимо создать высокое парциальное давление кислорода при дефиците азота по отношению к бору.

Максимальную степень легирования бором алмазной решетки удалось получить на смесях НГУ с размерами частиц около 25 нм и М-карборана. В процессе термобарической обработки выбранный углеродный материал хорошо упорядочивается с образованием пачек графеновых слоев и зарождением нано-алмазов [7]. Поэтому добавка к НГУ М-карборана, содержащего водород, облегчает зарождение алмазов и обеспечивает 100% переход в алмаз углеродной фазы. Синтезированные алмазные кристаллы имеют размеры от субмикронных (Рис. 1а) до нескольких микрометров. На спектрах комбинационного рассеяния света таких кристаллов (Рис. 1б, спектр 3) проявляются все особенности (смещение и уширение алмазной полосы, наличие Фано-эффекта), характерные для алмазов с высокой степенью легирования бором [8].

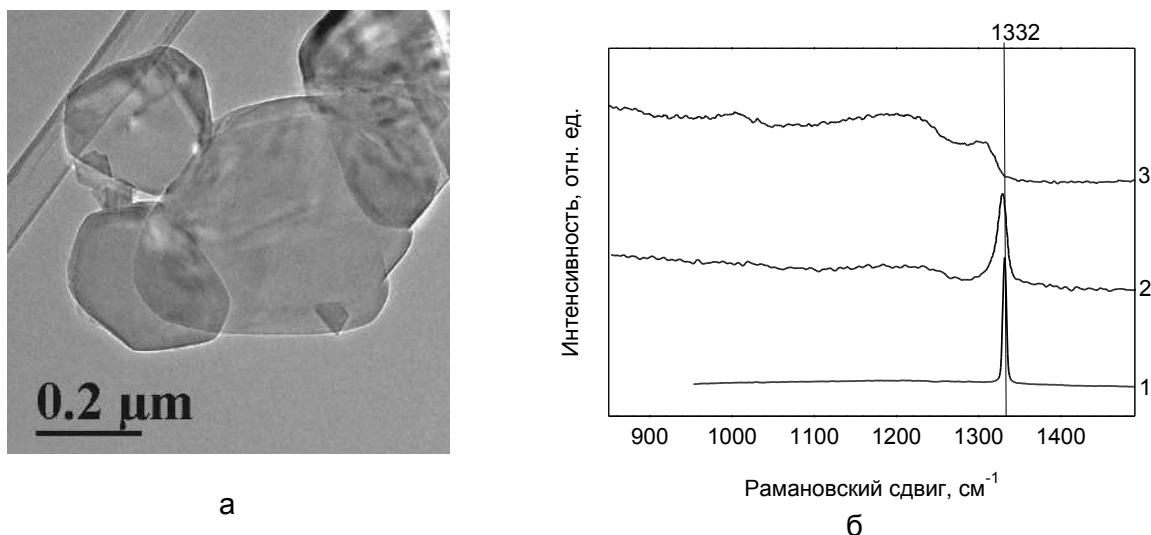


Рисунок 1 - Анализ индивидуальных кристаллов алмаза с высокой концентрацией точечных дефектов: а - ПЭМ изображение кристаллов, синтезированных из смеси ТГУ с М-карбораном; б – спектры комбинационного рассеяния: 1- алмазный микропорошок, 2 - алмаз из графита с катализатором Co_3V , 3 – алмаз, синтезированный из смеси ТГУ с М-карбораном

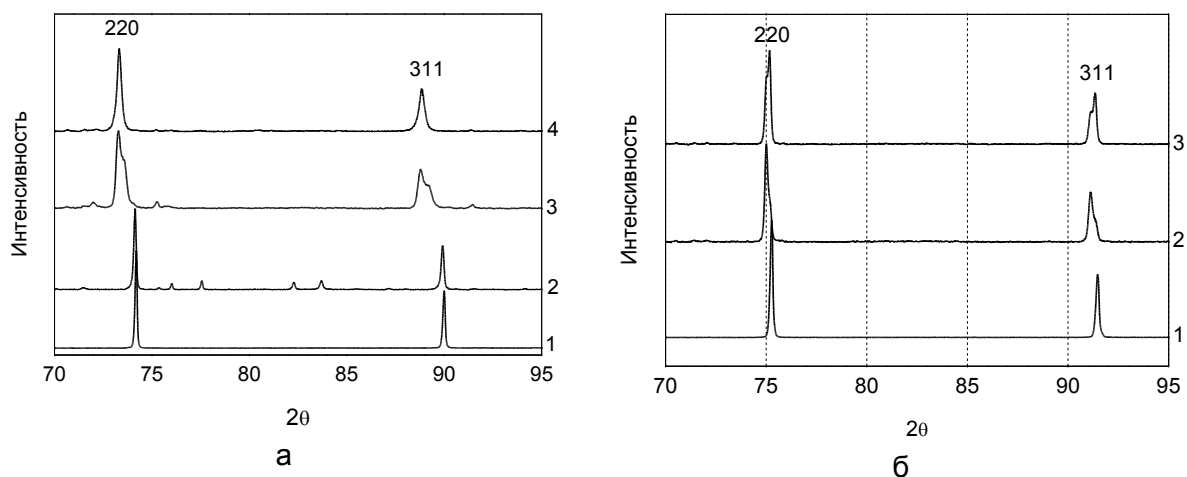


Рисунок 2 - Дифрактограммы порошковых образцов cBN (а) и алмаза (б) с высокой концентрацией точечных дефектов
а: 1- cBN, 2- смесь C_3N_4 с 30% бора, 3 – с 40% бора, 4 – с 50% бора;
б: 1- эталонный микроалмаз, 2,3 – синтез из смеси НГУ с М-карбораном

Параметр решетки у легированных алмазных частиц достигает 3.580 \AA , что должно согласно большинству публикаций соответствовать содержанию в них бора более 4 ат.%. Однако, в существующих сейчас калибровочных данных нет согласования зависимости параметра элементарной ячейки алмаза от концентрации бора. Например, в работе [2] проведен анализ количества бора по увеличенному параметру решетки алмаза ($3.5724 - 3.5739 \text{ \AA}$): согласно Brunet et al. [9] оценка дала 0,43 - 0,51 ат. %, а используя данные Bustarret et al. [10] было получено 2,67-3,41 ат. %.

Преимущество нашего подхода в синтезе индивидуальных кристаллов алмаза заключается в возможности проведения уточнения их структуры по рентгеновским данным с использованием полнопрофильного анализа. В результате уточнения было установлено, что содержание бора в алмазе не превышает нескольких десятых процента. При этом концентрация вакансий в несколько раз превышает концентрацию бора. Вероятнее всего, бор и вакансии образуют устойчивые структурные кластеры,

равномерно распределенные по кристаллу алмаза, т.к. сверхструктурных отражений благодаря их упорядочению не наблюдается. Можно предположить, что влияние вакансий на свойства материала значительно больше влияния бора.

Таким образом, использование реакционных смесей с разлагающимися в процессе термобарического воздействия компонентами, позволяет синтезировать индивидуальные кристаллы кубического нитрида бора и алмаза с высокой концентрацией точечных дефектов в виде атомов замещения и вакансий. Такие кристаллы могут быть использованы для повторного спекания в компакты желаемого размера или для применений в различных приложениях.

Работа выполнена за счет финансирования из Российского фонда фундаментальных исследований, грант 17-02-01285.

Литература

1. E.A Ekimov, V.A Sidorov, E.D Bauer, N.N Mel'nik, N.J Curro, J.D Thompson, et al. Superconductivity in diamond. *Nature*. 2004, V. 428, № 6982, P. 542–545.
2. N. Dubrovinskaia, G. Eska, G. A. Sheshin and H. Braun. Superconductivity in polycrystalline boron-doped diamond synthesized at 20 GPa and 2700 K. *J. of Appl. Phys.* 2006, 99, 033903.
3. E.A. Ekimov, S.G. Lyapin, K.N. Boldyrev, M.V. Kondrin, R. Khmel'nitskiy, V.A. Gavva, T.V. Kotereva, and M.N. Popova. Germanium–vacancy color center in isotopically enriched diamonds synthesized at high pressures. *JETP Letters*. 2015, V. 102, №11, P.701-706.
4. В.А. Давыдов, А.В. Рахманина, С.Г. Ляпин, И.Д. Ильичев, К.Н. Болдырев, А.А. Ширяев, В.Н. Агафонов. Получение нано- и микроразмерных алмазов с Si–V и N–V люминесцентными центрами при высоких давлениях в системах на основе смесей углеводородных и фторуглеродных соединений. *Письма в ЖЭТФ*. 2014, Т. 99, №10, С. 673 – 678.
5. E. M. Shishonok, S. V. Leonchik, A. Braud, J. W. Steeds, O. R. Abdullaev, A. S. Yakunin, D. M. Zhigunov. Photoluminescence of micropowders of europium-doped cubic boron nitride. *J. Opt. Technol.* 2010, V.77, №12, P. 788-795.
6. V.P. Filonenko, V.A. Davydov, I.P. Zibrov, V.N. Agafonov, V.N. Khabashesku. High pressure synthesis of new heterodiamond phase. *Diamond & Related Materials*. 2010, V.19, P. 541–544.
7. В. П. Филоненко, И. П. Зибров, М. В. Тренихин, П. Е. Павлюченко, А. Б. Арбузов, В. А. Дроздов, В. А. Лихолобов. Структурные и морфологические преобразования наноразмерного глобулярного углерода в процессе термобарической обработки. *Неорганические материалы*. 2017, Т. 53, № 5, С. 1–8.
8. V. Mortet, A. Taylor, O. Frank, P. Hubik, D. Tremouilles, et al. Insight into boron-doped diamond Raman spectra characteristic features. *Carbon*. 2017, V.115, P. 279-284.
9. F. Brunet, P. Germi, M. Pernet, A. Deneuve, E. Ghaeeraert, F. Laugier, M. Burdin, and G. Rolland. The effect of boron doping on the lattice parameter of homoepitaxial diamond films. *Diamond & Related Materials*. 1998, V. 7, №6, P. 869-873.
10. E. Bustarret, E. Ghaeeraert, and K. Watanabe. Optical and electronic properties of heavily boron-doped homo-epitaxial diamond. *Phys. Status Solidi A*. 2003, V.199, №1, P.3.

**ЭФФЕКТЫ НАНОБЛИСТЕРИНГА И ФЛЕКИНГА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ TiAlN**

Комаров Ф.Ф., Константинов С.В.

*Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем
имени А.Н. Севченко», Минск, БГУ,
mymail3000@tut.by, komarovF@bsu.by*

Введение. Усовершенствование атомных реакторов и интенсификация их работы вызывает необходимость разработки и создания новых радиационно-стойких материалов. В литературе отмечалось, что повышенной стойкостью могут обладать нитридные керамики, в частности нитриды переходных металлов [1]. Эффективным путём повышения радиационной стойкости материалов является создание большого числа стоков для точечных дефектов структуры, индуцируемых облучением. Такими стоками могут являться дислокации либо границы зёрен материала. Наноструктурированный материал, имеющий большую интегральную протяжённость границ зёрен, может обладать повышенной стойкостью к облучению [2]. В этой связи актуальной является разработка наноструктурированных радиационно-стойких нитридных покрытий.

Материалы и методы исследования. Исследования проводились на образцах покрытий TiAlN, нанесённых методом сепарируемого вакуумно-дугового распыления на подложки из нержавеющей стали 12X18H10T. Толщина покрытий составила величину 5-7 мкм. Для изучения стойкости материала к радиационному облучению покрытия облучались на ускорителе лёгких ионов AN 2500 фирмы «High Voltage Engineering Europe B.V.» ионами гелия с энергией 500 кэВ, флюенсами от $5 \cdot 10^{16}$ ион/см² до $3 \cdot 10^{17}$ ион/см². Далее проводился отжиг облучённых покрытий в атмосфере аргона при температуре 500 °С, время 15 мин с целью смоделировать длительную эксплуатацию в ядерном реакторе.

С целью исследования элементного состава был применён метод резерфордовского обратного рассеяния ионов гелия (POР), энергия ионов 1,3 МэВ, разрешение детектора 15 кэВ. Для обработки спектров POР использовались программные комплексы SIMNRA 6 и HEAD 6. Структура исследовалась методом рентгеноструктурного и фазового анализа на дифрактометре ДРОН-3. Изучение морфологии и топографии поверхности покрытий проводилось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) с использованием сканирующего зондового микроскопа Solver P47 Pro. Также морфология поверхности изучалась оптической микроскопией, микрофотографии были получены цифровой камерой CANON.

Результаты и их обсуждения. Методом POР установлено, что концентрации титана, алюминия и азота равномерны по толщине покрытий. Наличие кислорода в покрытиях не установлено, что свидетельствует о высоком качестве полученных структур и об отсутствии крайне вредных для эксплуатационных свойств наноструктурированных тонкоплёночных покрытий оксидов.

На рисунке 1 приведены рентгеновские дифрактограммы от покрытий TiAlN до и после облучения и отжига. Установлено, что покрытие имеет сильную текстурированность типа (110). На дифрактограммах обнаружены пики, соответствующие нитриду титана, однако смещённые в область больших углов в случае покрытия TiAlN. Других фаз в покрытиях не обнаружено. Следовательно, алюминий находится в фазе твёрдого раствора. Данный факт подтверждается рассчитанными значениями параметров кристаллической решётки покрытий: 4,271 Å для TiN, 4,226 Å для TiAlN. Добавка атомов Al, имеющих атомный радиус меньший чем для атомов Ti ($r_{\text{aTi}}=1,47$ Å, $r_{\text{aAl}}=1,43$ Å [3]), вызывает уменьшение периода кристаллической решётки. По формуле Селякова-Шеррера [4] был рассчитан средний размер кристаллитов покрытий. Он составил величину 9-12 нм для TiAlN. Добавка Al способствует измельчению кристаллитов покрытия TiN, что сказывается на механических свойствах повышением микротвёрдости, пределов прочности и текучести, а также вязкости разрушения [5-7].

Как видно из рентгеновских дифрактограмм, после облучения ионами гелия не происходит заметных изменений в кристаллической структуре покрытий, кроме

эффекта измельчения кристаллитов до 8-11 нм для покрытия TiAlN. Покрытия сохраняют ГЦК решётку, параметр её уменьшается на 0,35-1,2 %, аморфная фаза отсутствует.

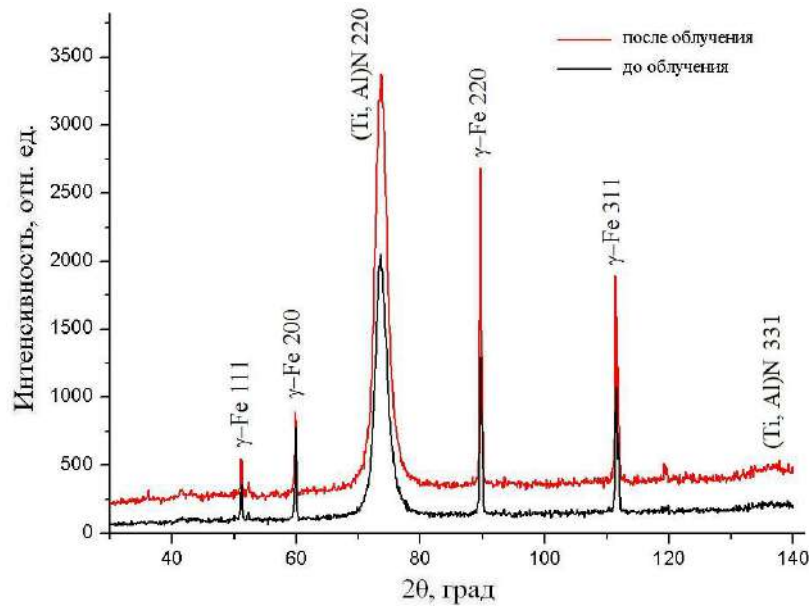


Рисунок 1 – Рентгеновские дифрактограммы от покрытий TiAlN до облучения и после облучения ионами He⁺ с энергией 500 кэВ, флюенс $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² и отжига при 500 °С в течение 15 мин

На рисунке 2 представлены микрофотографии поверхности покрытий TiAlN до и после облучения ионами гелия с флюенсом $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² и отжига. На фотографиях видна граница раздела между разрушенной и неразрушенной областями покрытия. Из анализа результатов АСМ, представленных на рисунке 3, следует, что разрушение покрытий под воздействием облучения (флекинг) происходит примерно до глубины среднего проецированного пробега ионов гелия ($R_p=1153$ нм) или, более строго, до глубин локализации максимума радиационно-индуцированных дефектов и имплантированной примеси на глубине 1068 нм.

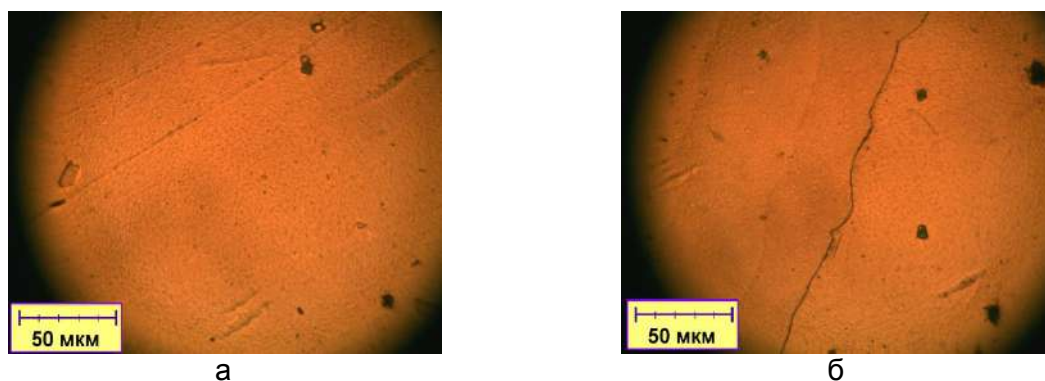


Рисунок 2 – Микрофотографии поверхности покрытий TiAlN до (а) и после облучения ионами гелия с флюенсом $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² и отжига при 500 °С в течение 15 мин (б).

На этой глубине достигается максимальная концентрация внедренного гелия до 30–32 ат. %. Вероятно, там также достигается максимум концентрации наноблистеров гелия. При такой концентрации растягивающие напряжения в пленке покрытия превосходят предел прочности и происходит отшелушивание (флекинг) части покрытия, находящейся выше области локализации максимума концентрации имплантированного гелия. Флюенс более $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² ионов гелия является критическим и достаточным для разрушения наноструктурированных покрытий TiAlN. Микро- или макроблистеринга

при облучении покрытий TiAlN ионами He⁺ с энергией 500 кэВ не наблюдалось во всем диапазоне флюенсов от $5 \cdot 10^{16}$ ион/см² до $3 \cdot 10^{17}$ ион/см².

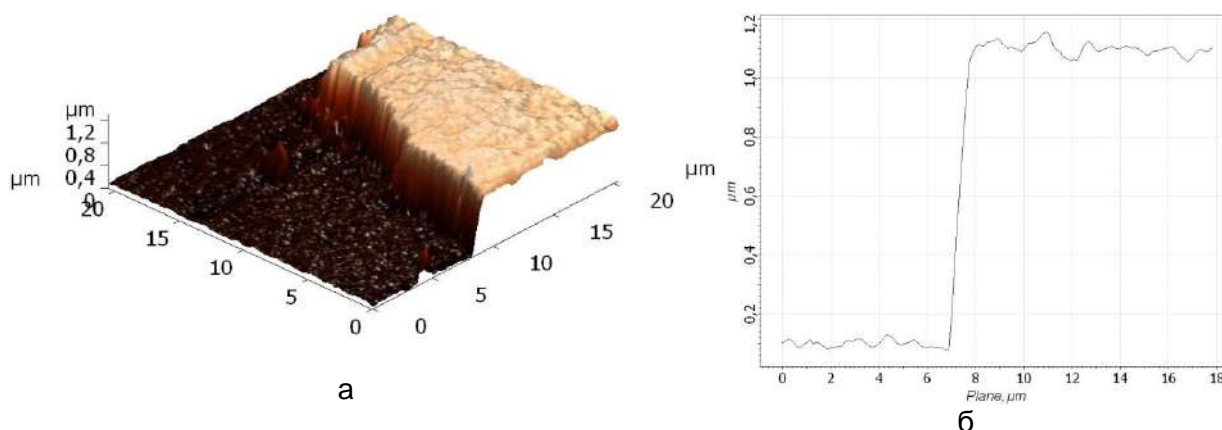


Рисунок 3 — Морфология скола на поверхности (а) и профилограмма (б) покрытия TiAlN после облучения ионами He⁺, флюенс $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² и отжига при 500 °С в течение 15 мин

Заключение. Установлено, что облучение наноструктурированных покрытий TiAlN в диапазоне флюенсов $5 \cdot 10^{16}$ ион/см² – $3 \cdot 10^{17}$ ион/см² не приводит к фазовой сегрегации твердого раствора (Ti, Al)N, выделения новых фаз отсутствуют, микроблестеринг также не зафиксирован. Облучение с последующим отжигом приводят к уменьшению периода кристаллической решетки фазы (Ti, Al)N покрытий на 0,35-1,2 %, а также к уменьшению среднего размера кристаллитов от 9-12 нм до 8-11 нм. При флюенсе облучения $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² происходит флехинг покрытий TiAlN до глубины среднего проецированного пробега ионов гелия ($R_p=1153$ нм). Таким образом, наноструктурированные покрытия TiAlN демонстрирует высокую радиационную стойкость и перспективны для применения на оболочках ТВЭЛов ядерных реакторов.

Литература

1. J.X. Xue, G.J. Zhang, F.F. Xu, H.B. Zhang, X.G. Wang, S.M. Peng, X.G. Long. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. – 2013. – V. 308. – P. 62-67.
2. T.D. Shen. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. – 2008. – V. 266. – P. 921-925.
3. Самсонов Г.В., Виноцкий И.М. Тугоплавкие соединения (справочник) 2-е изд. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
4. Русаков А.А. Рентгенография металлов – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
5. Komarov F.F., Konstantinov S.V., Pogrebnjak A.D., Pilko V.V., Kozak C., Opielak M. // Acta Physica Polonica A. 2014. Vol. 20. P. 109-113.
6. Komarov F.F., Konstantinov S.V., Pilko V.V. // Journal of Friction and Wear. 2014. Vol. 35. № 3. P. 215-223.
7. Nanostructured Coating (Eds. A. Gavaleiro, J.T. De Hosson). – Berlin: Springer-Verlag, 2006. – 648 p.

ВЛИЯНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ БЕТОНА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЛИТЕЛЬНОМУ СЖАТИЮ СОСТАВНЫХ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ СТЕРЖНЕЙ С ВЫСОКОПРОЧНОЙ АРМАТУРОЙ

Зараковская К.И., Захаров В.Ф.

Балтийский федеральный университет им. И. Канта (БФУ им. И. Канта),
Калининградский Государственный Технический Университет (КГТУ), г.

Калининград, Россия;

KIZarakovskaya@gmail.com

Интересна и актуальна проблема применения высокопрочной арматуры при усилении существующих железобетонных конструкций в процессе реконструкции зданий и сооружений. При расчете таких усиленных железобетонных конструкций помимо совместной работы бетона и высокопрочной арматуры необходимо учитывать еще и совместную работу «старого» и «нового» бетона.

С целью изучения совместного деформирования высокопрочной арматуры и бетонов с разными деформативными характеристиками при длительном сжатии были изготовлены и испытаны 6 железобетонных стержней составного сечения с высокопрочной арматурой класса А800. Каждый образец состоял из двух ветвей – ранее уложенный «сборный» бетон (ветвь «1») и «монолитный» бетон (ветвь «2»), стержни имели длину 150 см и поперечное сечение общим размером $h \times b = 100 \times 120$ мм. Разрыв в бетонировании оставил в среднем 135 суток, через 7 суток после соединения ветвей из «сборного» и «монолитного» бетонов стержни были подвержены длительной выдержке при заданном уровне длительного сжатия $N_1/N_{u,sh}$ в течение 150 суток. Этот уровень определялся как отношение величины длительного сжатия N_1 и кратковременного разрушающего усилия $N_{u,sh}$ (устанавливались ранее из кратковременных испытаний образцов) [1].

Для изучения неупругих деформаций бетона при длительном действии нагрузки на пружинных установках были испытаны двенадцать призм с поперечным сечением 100x100x400 мм. Три призмы из «сборного» бетона были нагружены в возрасте $\tau_1 = 153$ суток, а остальные три в возрасте $\tau = 298$ суток. Три призмы из «монолитного» бетона были испытаны в возрасте $\tau_1 = 7$ суток, оставшиеся три в возрасте $\tau = 193$ суток. Через τ_1 обозначен возраст бетона в момент нагружения. На основании полученных опытных данных были построены графики, которые отражают динамику нарастания деформаций «сборного» и «монолитного» бетонов при нагружении в соответствующем возрасте τ_1 и τ (рисунки 1 и 2). Отсюда видно, что значение коэффициента ползучести φ_τ зависит не только от длительности нагружения $t - \tau$, но и от возраста бетона τ во время нагружения. Так «сборный» бетон, как более «старый», обладает меньшими по сравнению с «монолитным» бетоном значениями коэффициента ползучести φ_τ . Во всех случаях наблюдалось ускоренное развитие деформаций ползучести в первые 3 – 7 суток после нагружения. В дальнейшем скорость нарастания деформаций существенно замедлялась, но оставалась заметной вплоть до разрушения, т.е. на протяжении 100 – 150 суток. По-видимому, это обстоятельство необходимо учитывать при определении напряженно-деформированного состояния сечений как при кратковременном действии нагрузки, так и при длительном.

Перераспределение усилий с бетона на высокопрочную арматуру за время длительной выдержки имеет место в обеих ветвях составного сечения стержней, однако наиболее интенсивно этот процесс протекает именно в ветви «2». Это объясняется прежде всего тем, что в «монолитном» бетоне процесс нарастания деформаций ползучести протекает более активно по сравнению со «сборным»

бетоном. Динамика перераспределения усилий с бетона на высокопрочную арматуру за время длительной выдержки для обеих ветвей показана на рисунке 3 на примере опытного образца КС-1-1[1].

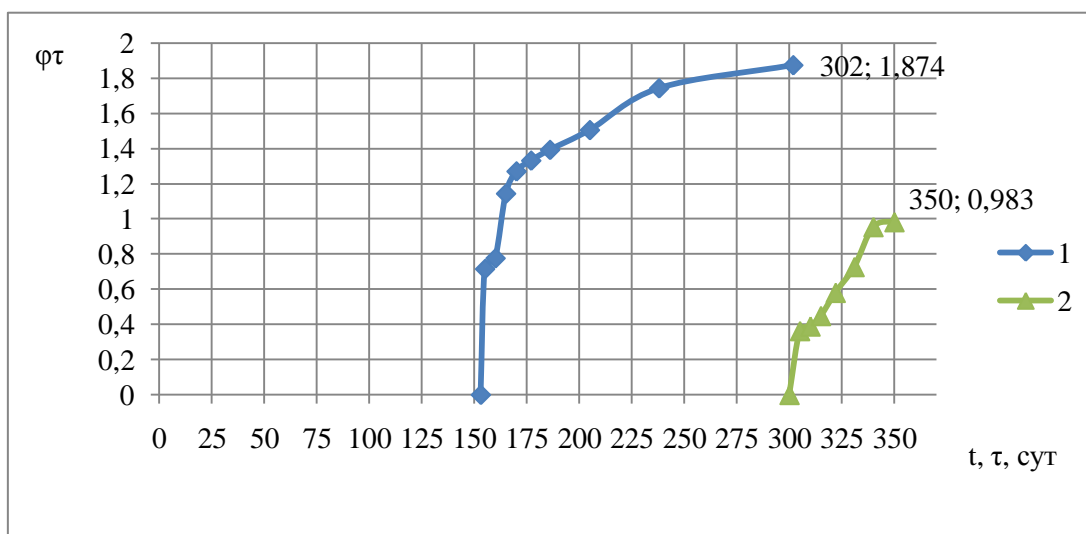


Рисунок 1 - Динамика нарастания деформаций «сборного» бетона при нагружении в возрасте $\tau_1 = 153$ суток и $\tau = 298$ суток.

Примечание. $t - \tau$ – длительность нагружения; τ - возраст бетона в момент нагружения.

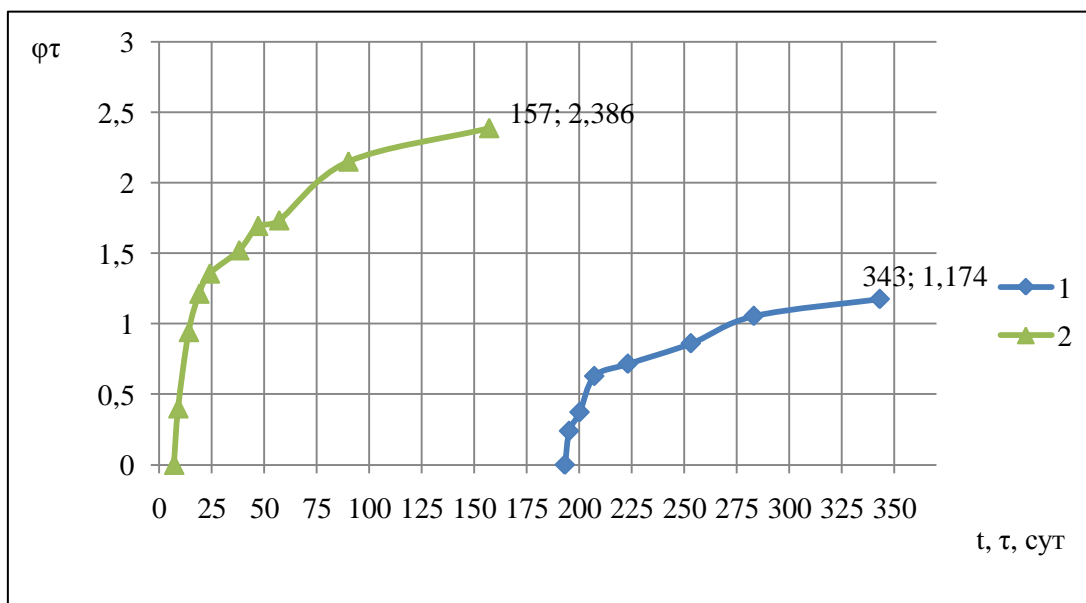


Рисунок 2 - Динамика нарастания деформаций «монолитного» бетона при нагружении в возрасте $\tau_1 = 7$ суток и $\tau = 193$ суток.

Примечание. $t - \tau$ – длительность нагружения; τ - возраст бетона в момент нагружения.

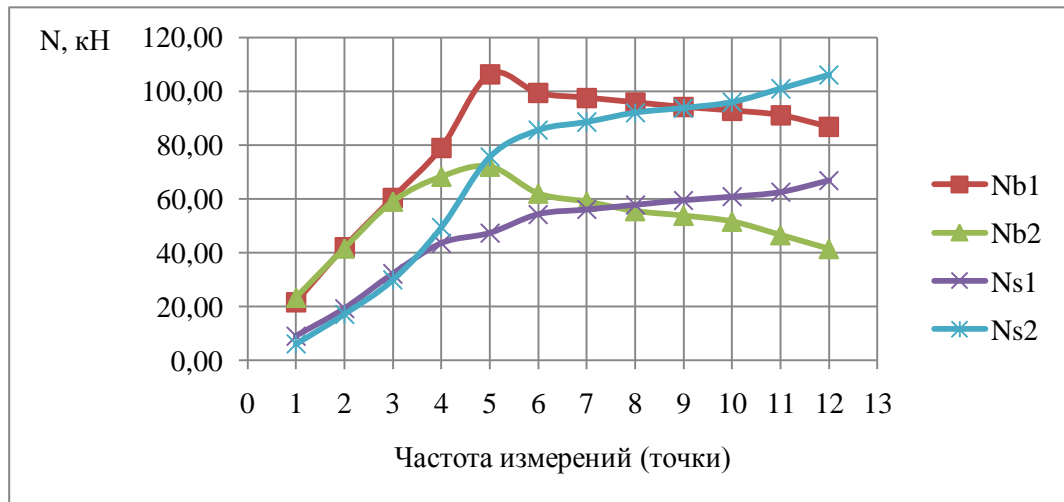


Рисунок 3 - Динамика перераспределения усилий с бетона на высокопрочную арматуру за время длительной выдержки.

Примечание. N_{b1} - усилие, воспринимаемое «сборным» бетоном (ветвь «1»), кН; N_{b2} - усилие, воспринимаемое «монолитным» бетоном (ветвь «2»), кН; N_{s1} - усилие, воспринимаемое высокопрочной арматурой ветви «1», кН; N_{s2} - усилие, воспринимаемое высокопрочной арматурой ветви «2», кН. Точки № 1 – 5, в которых снимались показания датчиков деформаций, соответствуют нагружению стержня до уровня длительного сжатия $N_1/N_{u,sh} = 0,83$. Точка 5 соответствует началу длительной выдержки, а точка 12 ее окончанию (150 суток).

Литература

1. Зараковская К.И. Опытное исследование длительного сопротивления составных железобетонных стержней с высокопрочной арматурой/ К.И. Зараковская, В.Ф. Захаров // Инновации и инвестиции. – 2018. - №2. – С. 227 – 231.
2. Захаров В. Ф. Несущая способность сжатых железобетонных стержней. Предельная эксплуатационная нагрузка / В. Ф. Захаров, Т. Р., Баркая, А. В. Каляскин // Сборник научных трудов инженеров строительного факультета / ТГТУ. – Тверь, - 1998. – вып.1. – с.31-33.
3. Узунова Л.В. Сопротивление кратковременному сжатию составных железобетонных стержней с высокопрочной арматурой: дисс. ... канд.техн. наук: 05.23.01 – строительные конструкции, здания и сооружения / Л.В.Узунова. - Калининград, 2010. - 144 с.

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК БИМЕТАЛЛА
«СТАЛЬ 08X18Н9-СТАЛЬ 09Г2С» ПРИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ**

Веретенникова И.А., Вичужанин Д.И., Смирнов С.В.
Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
irincha@imach.uran.ru

Создание современных видов конструкций – надежных, долговечных, способных испытывать экстремальные внешние и внутренние нагрузки, работать в разнообразных условиях и агрессивных средах – все это требует создания новых материалов. В машиностроении данным требованиям отвечают многослойные металлические материалы, полученные сваркой взрывом [1], способные совмещать высокую прочность и низкую плотность, износостойкость и электропроводность, коррозионную стойкость и теплопроводность и т.п. Надежность металлоизделий наряду с конструктивными факторами, структурой и свойствами используемых материалов, зависящих от вида и режима их технологической обработки, зависит от температурных условий эксплуатации (южные, средние и северные широты). Научные основы сварки разработаны уже давно, и в данном направлении опубликовано большое количество работ, описывающих технологические режимы процесса, структуру и механические свойства получаемого материала [2]. Однако сведения по влиянию различных температур на их механические свойства ограничены и разрозненны. Цель настоящей работы была оценка изменений механических характеристик биметалла и его составляющих при растяжении при разных температурах.

Рассматривались коррозионностойкая сталь аустенитного класса 08X18Н9 (применяется для изготовления листовых штампованных деталей, работающих в средах высокой агрессивности - баки, емкости, кожуха, детали печной арматуры) и - конструкционная низколегированная сталь 09Г2С (применяется при производстве металлопроката для различных деталей и элементов сварных соединений сложных конструкций и конфигураций, работающих при температуре от -70 до $+425$ град.С). С помощью сварки взрывом (СВ) получены биметаллические листы «сталь 08X18Н9-сталь 09Г2С». Толщина исходных листов из стали 09Г2С составляла 4 мм, стали 08X18Н9 – 2 мм. После СВ общая толщина полученных биметаллов: «сталь 08X18Н9-сталь 09Г2С» – 5,8 мм (толщина слоя из стали 09Г2С – 3,85 мм, из стали 08X18Н9 – 1,95 мм).

Эксперименты проводили на машине INSTRON 8801 в климатической камере в Центре коллективного пользования «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН (г. Екатеринбург). Проводили испытания при комнатной температуре $+25$ град.С, при повышенной $+70$ град.С и при пониженных температурах 0, -20 , -40 , -70 град.С. В результате получены значения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, временного сопротивления разрыву σ_b , относительных удлинения δ и уширения ψ при разрыве для биметалла «сталь 08X18Н9-сталь 09Г2С», сталей 09Г2С и 08X18Н9 в зависимости от температуры (рисунок 1).

Предел текучести сталей 09Г2С и 08X18Н9 в исследуемом диапазоне температур практически не меняется, остается на одном и том же уровне. Для биметалла наблюдается разброс по пределу текучести, что скорее всего связано с тем, что температурные воздействия могут привести к разрастанию имеющихся в металле микротрещин.

Предел прочности для всех материалов повышается с понижением температуры. Для исследуемого биметалла и стали 09Г2С данное повышение проходит плавно. А для стали 08X18Н9 предел прочности повышается значительно, в

свою очередь пластичность заметно понижается. Данный факт объясняется тем, что данный металл

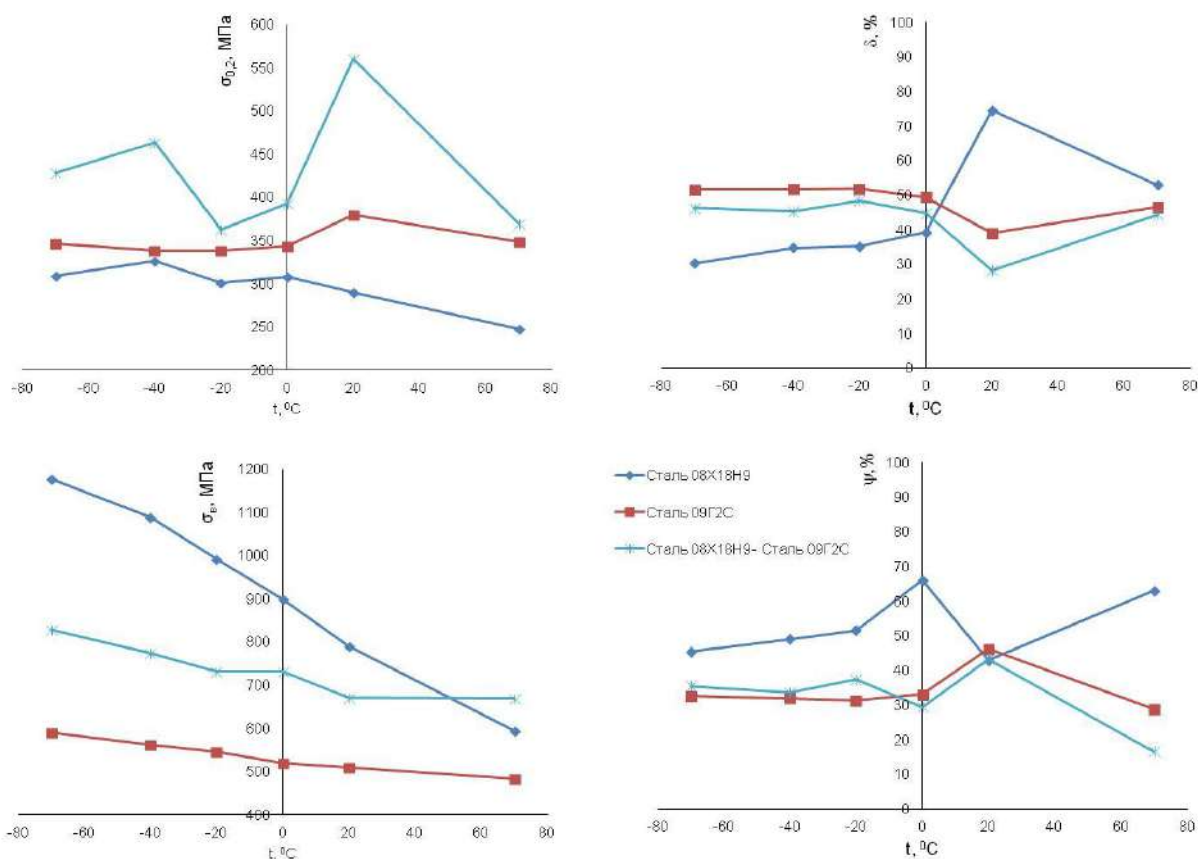


Рисунок 1 – Изменения условного предела текучести ($\sigma_{0.2}$), временного сопротивления разрыву (σ_b), относительного удлинения после разрыва (δ), относительного сужения после разрыва (Ψ) материалов в зависимости от температуры

имеет объемноцентрированную кубическую решетку и относится к хладноломким материала. При соединении стали 08X18H9 со сталью 09Г2С данная особенность нивелируется, у биметалла «сталь 08X18H9-сталь 09Г2С» нет такого резкого подъема характеристик прочности и уменьшения пластичность. Показатели прочности повышаются с уменьшением температуры, но достаточно плавно, а характеристики пластичности по сравнению с характеристиками для стали 08X18H9 даже повышаются, но несколько ниже тех же характеристик для стали 09Г2С. Таким образом, соединение хладноломкого и хладостойкого материалов обеспечивает равномерность пластических и прочностных свойств при перепадах температуры. Данный факт показывает перспективность применения соединения «сталь 08X18H9-сталь 09Г2С» для условий перепада температур от -70 до +70 град.С.

Исследования проведены в рамках комплексной программы УрО РАН "Арктика", проект №0391-2018-0010.

Литература

1. Olson D.L., Siewert T.A., Liu S., Edwards G.R. ASM Handbook: Volume 6: Welding, Brazing, and Soldering. – OH: ASM International, Materials Park. – 1993. –1299 p.
2. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М. Деформация слоистых композитов: Монография. – Волгоград: ВолГТУ, 2001. – 242 с.

ОЦЕНКА АДГЕЗИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НЕМОДИФИЦИРОВАННОГО КЛЕЯ ЭД – 20 ПРИ ПОМОЩИ СКРЕТЧ-ТЕСТА

Смирнов С. В., Веретенникова И.А., Смирнова Е.О., Коновалов Д.А., Пестов А.В.
Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
irincha@imach.uran.ru

Одним из методов оценки адгезионных и когезионных свойств тонких покрытий и их трибологических свойств является скретч- тест (царапание) [1]. Во время скретч - теста алмазный индентор (чаще всего индентор Роквелла) с постоянной скоростью движется по исследуемой поверхности с постоянной или линейно увеличивающейся нагрузкой. Данный метод позволяет исследовать покрытия в различных условиях контакта и моделировать, таким образом, условия эксплуатации. Тест на царапины особенно эффективен в случае исследования адгезии твердых и хрупких покрытий. Хотя оценка адгезии для мягких покрытий намного сложнее, она по-прежнему применима в качестве дополнительного испытания для других тестов. Целью настоящего исследования являлась оценка адгезионной прочности покрытия на разных подложках и подбор оптимального критерия оценки.

В работе исследовали немодифицированный клей ЭД – 20. В качестве основы для покрытия применялись пластины алюминий-магниевого сплава АМг6 и стали 3. Толщина покрытия 0,292 мм на подложке из АМг6 и 0,211 мм – на Стале 3.

Механические свойства материала (твердость и приведенный модуль упругости) на разных подложках были измерены на комплексе NanoTriboindenter TI 950. Испытания индентором Роквелла проводили на универсальном испытательном комплексе Zwick 2,5, модернизированном для проведения экспериментов по царапанию, при температуре 22 ± 2 град.С. Скретч-тест осуществляли с возрастающей нагрузкой до возникновения отслоения перед индентором. На каждой подложке было сделано по 5 царапин. Перемещение индентора, нормальное и тангенциальное усилие в процессе испытаний записывалось с использованием штатных возможностей прибора. После испытаний участок царапины и отслоения изучали и измеряли характеристические размеры на оптическом бесконтактном профилографе-профилометре NT 1100. На рисунке 1 приведен общий вид царапины до расслоения на пластине из АМг6 (а) и образование «бороздок» на боковой поверхности царапины (б).

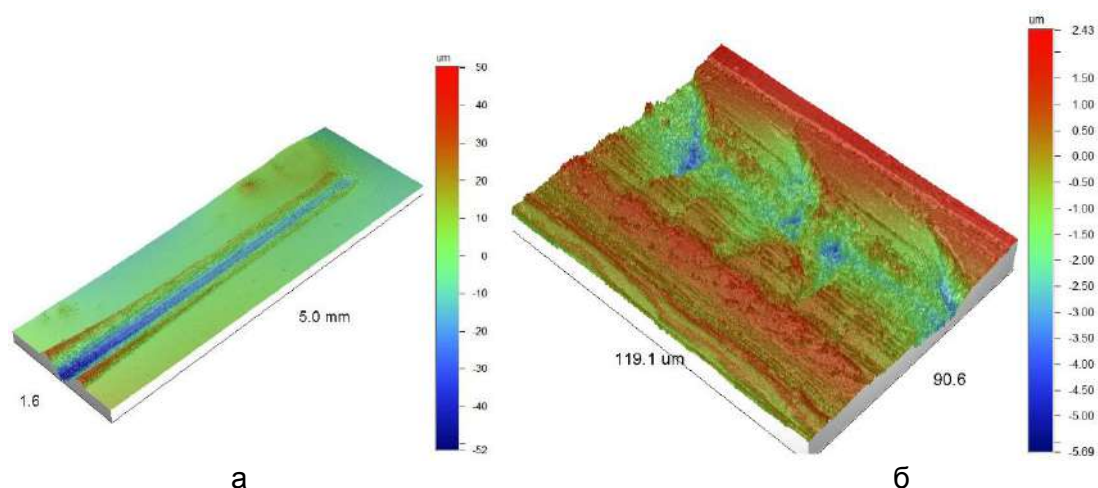


Рисунок 1 – 3D топография поверхности царапин с возрастающей нагрузкой (а) и образование «бороздок» на боковой поверхности царапины (б) на поверхности Клея ЭД-20 (ПЭПА), подложка АМг6

В диапазоне времени $t_n = 1 - 40$ с нагружения до максимальной нагрузки 1Н образцы проявляют вязкие свойства, выражающиеся в уменьшении твердости при уменьшении скорости приложения нагрузки, т.е. от 0,46 Н при 5 с до 0,43 Н при 40 с для обеих подложек. Величина контактного нормального модуля упругости

зависимости от скорости нагружения не проявила. Дальнейшее увеличение времени t_n оказывает незначительное влияние на величину твердости.

Характер образования бороздок и общий вид царапин в начале скретч - теста на разных подложках для одного и того же материала аналогичны, однако характер образования пятна отслоения в конце отличается. На основании литературного анализа в качестве характеристики, получаемой из экспериментальных данных, была выбрана величина поверхностной энергии адгезионного разрушения $\Delta\gamma$ [2].

Для ее расчета использовали приближенную формулу Hutchinson и Suo [3]

$$F \approx 2B \left(\tan \theta + \frac{a}{B} \right) \sqrt{2E_1 \Delta\gamma t},$$

где F – тангенциальное усилие при скалывании, t – толщина покрытия, E_1 – модуль упругости покрытия $\theta = \beta$, a – полуширина, L – длина. На рисунке 2 приведен общий вид царапины покрытия из Клея ЭД-20 на подложке АМг6 и показаны определяемые параметры. В результате расчетов было получено, что $\Delta\gamma$ равна 0,12 Дж/кв.м и 0,21 Дж/кв.м для покрытий на образцах из сплава АМг6 и стали 3, соответственно. Значения поверхностной энергии адгезионного разрушения $\Delta\gamma$ на порядок превышают значения, определённые в прямых экспериментах на разрыв склеенных между собой П-образных профилей.

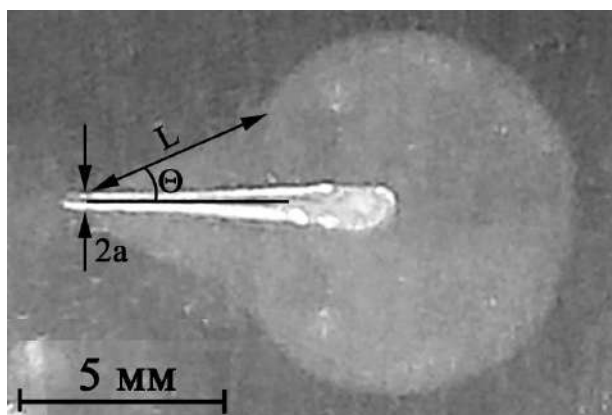


Рисунок 2 – Общий вид царапины покрытия из Клея ЭД-20 (ПЭПА) на подложке АМг6 и характерные размеры, необходимые для последующих расчетов

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-08-01154 А.

Литература

1. ASTM G171 – 03 (REAPPROVED 2009) Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus
2. Z. Liu, J. Sun, J.-D. Wu, P.-N. Wang and W. Shen (2004) «Determination of Adhesion Energy of CNx Thin Film on Silicon from Micro-Scratch Testing», Tribology Transactions, 47, pp. 130-137.
3. J. W. Hutchinson and Z. Suo, (1992), «Mixed Mode Cracking in Layered Materials», Adv. Appl. Mech., 29, pp 63-191.

АНАЛИЗ ТЕРМОНАГРУЖЕННЫХ ЗОН РАБОЧИХ ЛОПАТОК ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С РАЗЛИЧНОЙ НАРАБОТКИ

**Царева И.Н., Бердник О.Б., Кириков С.В., Кривина Л.А.,
Тарасенко Ю.П.**

*Институт проблем машиностроения (ИПМ РАН), Нижний Новгород, Россия,
npktribinika@yandex.ru*

Рабочие лопатки находятся под действием центробежных сил, создающих в них переменные по высоте профиля напряжения, максимум которых находится в основании перовой части. Они имеют температуру переменную по высоте и сечению, величина градиентов температур зависит от параметров потока и геометрических размеров лопаток. Для деталей газотурбинных установок, работающих при повышенных температурах (800 - 850 °С), применяются жаропрочные сплавы, при выборе которых необходимо учитывать специфику их напряженного состояния и особенности эксплуатации турбины.

При изготовлении и контроле качества готовых рабочих лопаток завод-изготовитель пользуется общепринятыми ГОСТами и Техническими условиями (ТУ) для определения работоспособности при длительной эксплуатации. Если при изготовлении новых изделий, предполагается, что материал должен быть однороден по всему объему детали, и при определении сдаточных механических характеристик предприятие-изготовитель предлагает анализировать преимущественно замковую часть лопатки. Сами образцы велики и при их испытаниях возможно получить лишь усредненные данные о состоянии материала. Рабочая часть разрывного образца, как правило (согласно схеме разрезки регламентированной в ТУ) не затрагивает наиболее нагруженные зоны лопатки (перовую часть). Применение данного подхода неприемлемо для лопаток, отработавших назначенный ресурс. Назначение повторного ресурса после проведения исследований по требованиям ТУ может привести к ошибочно завышенным срокам повторной эксплуатации, т.к. при данном подходе учитывается только состояние внутренних зон материала (или вообще замковой части), а разрушение, как известно, происходит с поверхности и в более термонагруженных частях (входная и выходная кромки перовой части), которые при данном подходе не рассматриваются.

Результаты

Для анализа материала были выбраны две рабочие лопатки: №1 – с наработкой 12 000 часов (не отработавшая назначенный заводом-изготовителем ресурс (50 000 часов)) и № 2 – 63 000 часов. Обе из жаропрочного никелевого сплава марки ЭП800-ВД (ХН65КМВЮБ-ВД) [1,2]. При рассмотрении возможности дальнейшей эксплуатации лопаток, необходимо провести комплексное исследование материала, в ТУ [3] приведена схема разрезки, где механические характеристики сплава при комнатной температуре определяются на образцах, вырезанных из замковой части. Для анализа материала после эксплуатации, данный подход нецелесообразен, так как наибольшему температурному воздействию подвержена перовая часть лопатки, поэтому были изготовлены образцы из перовой части для кратковременных испытаний на растяжение (тип III по ГОСТ 1497). Результаты механических испытаний представлены в табл.1. По результатам полученных значений (табл. 1), материал обеих лопаток кондиционный и изделия еще работоспособно.

Для детального анализа были проведены релаксационные испытания [4] и анализ микроструктуры. Исследования проведены на образцах, вырезанных из выходной, входной кромок и замковой части лопаток. Результаты представлены в табл. 2.

Таблица 1 - Результаты механических испытаний образцов из перовой части лопаток

Объект исследования	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, δ , %	Относительное сужение, ψ , %
ТУ	≥ 1078	637-784	≥ 14	≥ 15
Лопатка №1	1120	650	23	20
Лопатка №2	1200	670	15	15

Таблица 2 - Механические характеристики, полученные из релаксационных испытаний

Лопатка, наработка	Место анализа	σ_0 , МПа	Среднее значение σ_0 , МПа	σ_T , МПа	Среднее значение σ_T , МПа	σ_0/σ_T
№1 12 000 часов	перовая часть: выходная кромка	370	360	750	733	0,49
		350		715		0,48
	перовая часть: входная кромка	350	350	770	773	0,45
		350		775		0,45
	замковая часть	260	280	695	685	0,37
		300		675		0,45
№2 63 000 часов	перовая часть, выходная кромка	340	343	750	690	0,45
		430		670		0,64
		260		650		0,40
	перовая часть, входная кромка	320	367	620	630	0,50
		450		630		0,70
		330		640		0,50
	замковая часть	430	403	700	703	0,60
		420		710		0,60
		360		700		0,50

Из полученных данных видно, что для материала с меньшей наработкой значения предела текучести для всех зон (от 685 до 773 МПа) соответствует требованиям на сплав. Для материала с наработкой 63 000 часов предел текучести материала выходной кромки $\sigma_T = 630$ МПа, что не соответствует норме.

Анализ предела микропластичности (σ_0) показал, что для материала с наработкой 12 000 часов значения σ_0 находятся на одном уровне (для перовой части $\sigma_0 = 350$ МПа, для замковой части $\sigma_0 = 280$ МПа). Различия в значениях микропластичности для перовой и замковой частей может отражать изменения в микроструктуре, довыделения упрочняющей фазы. Соотношение σ_0/σ_T для всех зон лопатки №1 находится на уровне 0,40 - 0,49. Для материала с наработкой 63 000 часов полученные соотношения характеристик имеют разброс от 0,49 до 0,58. Сравнивая полученные данные из кривых релаксационных испытаний, получаем, что результаты образца из лопатки №2, вырезанного около конца трещины имеют наименьшее значение предела микропластичности $\sigma_0 = 260$ МПа, при удовлетворительном значении предела текучести $\sigma_T = 650$ МПа. Значения предела микропластичности имеют разброс от 320 до 450 МПа. Это связано с неоднородностью микроструктуры и деформационным упрочнением сплава в отдельных микроучастках.

Проведенные исследования микроструктуры образцов, вырезанных из лопаток с разными наработками показали, что в материале выходной кромки перовой части процессы старения во время эксплуатации происходят интенсивнее, так как она является наиболее нагруженной. Воздействие высокотемпературного потока приводит к изменениям в микроструктуре: изменению размеров и перераспределению

упрочняющих карбидных и интерметаллидных фаз, что влияет на показатели прочностных и пластических характеристик материала данных зон, а именно снижение всех механических показателей.

При сравнении микроструктуры разных зон лопатки №2 установлен идентичный характер распределения упрочняющих фаз в структуре основного материала. В никелевой матрице основного материала пера лопатки наблюдается равномерные выделения интерметаллидной фазы кубической формы с четкими границами и плотной упаковки размером 0,5 мкм.

В микроструктуре образца, вырезанного из перовой области вблизи прикорневой зоны, выявлено скопление карбидной фазы разной дисперсности на границах зерен. Для тонкой структуры металла пера характерно небольшое увеличение размеров крупных частиц γ' – фазы и потеря их четкой огранки. Наблюдается их частичное слияние. Размер упрочняющей интерметаллидной фазы в основном материале перовой и замковой частей лопатки ~ до 0,5 мкм, карбидов ~ до 3 мкм. В структуре материала замковой части обнаружены выделения как первичных (крупных) карбидов, так и вторичных (мелких) карбидов [5].

Выводы

Проведенные исследования материала лопаток при разных сроках эксплуатации подтвердили, что подход к оценке технического состояния комплекта и каждой лопатки должен быть индивидуальным, с локальным анализом термонагруженных зон с применением электронно-микроскопических исследований и механических испытаний на микрообразцах.

Необходимо заводам–изготовителям и эксплуатационным организациям более тесно сотрудничать с НИИ и вводить новые современные методы контроля на всех стадиях изготовления и эксплуатации ответственных деталей.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2013-2020 гг. по теме № 0035-2014-0401 (№ госрегистрации 01201458049)

Список литературы

1. Тарасенко Ю.П. Структура и механические лопатки 1 ступени ротора турбины ГТЭ-45-3 после длительной наработки и регенерации / Ю.П.Тарасенко, В.А.Сорокин, О.Б.Бердник // Вестник Самарского Государственного Аэрокосмического Университета.– Самара, 2009, № 3(19). С.110-117.
2. Тарасенко Ю.П., Бердник О.Б. Структурно-фазовое состояние и механические свойства материала ЭП800-ВД лопатки ротора турбины после длительной эксплуатации и восстановительной термообработки. / Ю.П.Тарасенко, О.Б.Бердник // Интернет журнал «Вестник научно-технического развития», №7(47), 2011 г. С.17-22 www.vntr.ru номер гос. регистрации 0421100120/0029.
3. ТУ 108.02.125-87 Заготовки рабочих лопаток штампованные из сплавов марок ХН65КМВЮБ-ВД (ЭП-800ВД), ХН80ТБ (ЭИ607А).
4. Релаксация напряжений в металлах и сплавах / В.А.Скуднов, М.К.Чегуров // - Н.Новгород: метод. пособие. НГТУ, 2010, - 30с.
5. Кириков С.В. Определение работоспособности материала рабочих лопаток из сплава ЭП800ВД методами количественной оценки морфологических параметров интерметаллидной фазы / С.В Кириков, О.Б. Бердник, И.Н. Царева // Труды НГТУ им. Р.Е.Алексеева. – Нижний Новгород, 2016, №1(116), С. 135 -140.

**ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР В ИСХОДНО
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖАРОПРОЧНОМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ СО
СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1₂****Соловьева Ю.В.¹⁾, Старенченко В.А.¹⁾, Пилюгин В.П.²⁾, Толмачев Т.П.²⁾,
Старенченко С.В.¹⁾, Анчаров А.И.³⁾**¹⁾Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск,²⁾Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,г. Екатеринбург, ³⁾Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г.

Новосибирск, Россия, j_sol@mail.ru

Из исходно монокристаллического состояния сплава Ni₃Ge, были получены ультрамелкозернистые структуры двумя способами: 1) локально через проявление эффекта высокотемпературной суперлокализации при деформации монокристаллов осадкой, 2) интегрально во всём образце методом сдвига (кручения) под высоким давлением в камере Бриджмена.

Проведена высокотемпературная деформация одноосным сжатием монокристаллов сплавов Ni₃Ge ориентации [001] и [139] в условиях активной деформации и ползучести с целью получения полос суперлокализации пластической деформации. Исследован деформационный рельеф вблизи полос суперлокализации с помощью растровой электронной микроскопии. Получены металлографические картины боковых граней деформированных кристаллов, исследована внутренняя структура полос суперлокализации. Проведено рентгеноструктурное исследование полос суперлокализации и прилегающих к ним областей монокристаллов узким рентгеновским пучком интенсивного синхротронного излучения. Проведена деформация образцов Ni₃Ge с ориентировкой грани [001] под высоким квазигидростатическим давлением 8-10 ГПа в камере Бриджмена при различных температурах испытания. Исследованы с помощью сканирующего электронного микроскопа поверхности торцевых изломов образцов исходных и после сдвига под давлением деформированных при разных температурах и степенях деформации образцов, разрушенных в схеме на изгиб.

Исследования позволили выяснить влияние вида нагружения монокристаллов Ni₃Ge и кристаллогеометрические условия, для наблюдения полос суперлокализации и локального формирования зеренной структуры. Было показано, что наиболее благоприятной для развития полос суперлокализации и локального формирования зеренной структуры является ориентировка монокристаллов [001]. При отклонении оси деформации в направлении к полюсу стереографического треугольника (111), когда факторы Шмида для кубических систем превышает или сравнимы с факторами Шмида для октаэдрических систем, суперлокализация полностью подавляется, зёрненная структура при этом не формируется. Проведены измерения среднего размера зерен в полосе суперлокализации при различных условиях деформации монокристаллов.

Применение синхротронного излучения для дифрактометрических исследований локальной структуры образца внутри полосы суперлокализации показало, что дальний атомный порядок сверхструктуры частично разрушен. В структуре полосы обнаруживаются области с аморфным состоянием материала.

Под высоким квазигидростатическим давлением после деформации в камере Бриджмена образцов Ni₃Ge с ориентировкой грани [001] получена ультрамелкозернистая структура при температуре кипения жидкого азота и комнатной. Сравнение показало, что при температуре кипения азота средний размер зерен оказывается меньше, чем при комнатной температуре при тех же условиях.

Методами математического моделирования исследованы процессы деформационного разрушения дальнего порядка в сплавах с L1₂ сверхструктурой. Проведены расчеты зависимости эффективного параметра дальнего порядка от степени деформации, в рамках математической модели деформационного упрочнения и разрушения дальнего атомного порядка в сплавах со сверхструктурой L1₂. В рассмотренной модели параметр дальнего порядка слабо уменьшается со степенью деформации, достигая значений равных 0,75.

Проведенные экспериментальные исследования позволили сформулировать физическую модель формирования ультрамелкозернистых структур из исходного монокристалла интерметаллида со сверхструктурой $L1_2$ под воздействием мегапластических деформаций. Было показано, что в рассматриваемых материалах отсутствует стадия динамического зарождения структур разориентации. Отсутствие этой стадии определяется тем, что всякое взаимодействие краевых дислокаций с точечными дефектами приводит к потере общей плоскости скольжения и торможению сверхдислокаций, препятствуя дальнейшему скольжению, и, таким образом, вместо зародышей стенок из дислокаций мы имеем случайно распределенные по зоне сдвига дислокации, остановившиеся вследствие взаимодействия с точечными дефектами. Вместо динамического образования стенок формируется структура со случайно распределенными дислокациями в зоне сдвига. Тогда в отсутствие зародышей границ разориентации дальнейшее подрастание дислокационных стенок вследствие поглощения зародышами дислокаций из случайно сформированных субструктур оказывается невозможным. Такой процесс отчетливо наблюдается на эксперименте. При умеренных температурах в этих материалах формируется однородная дислокационная среда. Распределение дислокаций описывается логарифмически нормальной функцией, характерной для случайного распределения. Однородная дислокационная структура сохраняется до весьма высоких деформаций, достигнутых нами в наковальнях Бриджмена. Плотности дислокаций в рассматриваемых материалах достигают значений недостижимых для чистых ГЦК-металлов. Однако это не означает, что в таких материалах в принципе не возможны субструктурные превращения, приводящие к формированию разориентированных субструктур. В этих материалах возможны два пути. Один из них связан с возможностью разрушения дальнего порядка в этих материалах и переходам к механизмам деформации, характерным для чистых ГЦК-металлов. Такое явление наблюдается в материалах с низкой энергией АФГ (антифазных границ), например в Ni_3Fe , где разрушение дальнего порядка сопровождается формированием субструктур разориентации, либо для интерметаллидов в ситуации деформации кручением под высоким давлением в наковальнях Бриджмена. Другой путь связан с тем, что при выращивании монокристаллов с $L1_2$ сверхструктурой возникают неидеальности в кристаллической структуре в виде малоугловых разориентировок. Эти малоугловые границы, плотность которых весьма низкая могут являться зародышами для дальнейшего подрастания границ разориентации. Однако из-за низкой плотности этих зародышей для возникновения значительных плотных структур разориентации необходимо обеспечить высокие скорости кинетики движения сверхдислокаций краевой ориентации. Это может быть обеспечено лишь при высоких температурах и высоких плотностях точечных дефектов. Последнее требует, кроме всего, высоких напряжений деформирования. Такие условия, в частности, обеспечиваются при высокотемпературной деформации в области температур выше 873 К, где наблюдаются локальные дислокационные перестройки однородной дислокационной структуры, приводящие к потере устойчивости однородной пластической деформации и образованию полос суперлокализации пластической деформации.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №16-03-00182-а)

Рентгеновские синхротронные измерения проведены на экспериментальной станции «Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне» ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск.

ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СЖАТИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА**Остропико Е.С., Разов А.И.***Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия*
es-ostropiko@mail.ru

Функциональные свойства никелида титана после динамического сжатия не были в достаточной мере исследованы. Можно вспомнить работы [1,2], в которых проводили исследование влияния разной скорости сжатия, но только при комнатной температуре (в мартенситном состоянии). Однако, там уже были обнаружены предпосылки к тому, что кратковременное динамическое сжатие может привести к улучшению функциональных свойств в отличие от квазистатического деформирования, но дальнейшего развития работа не получила. В более современных исследованиях преимущественно изучают механическое поведение и влияние на структуру [3].

Ранее были проведены аналогичные исследования о влиянии динамического растяжения на функциональные свойства, где, среди прочего, было показано, что высокая скорость деформирования не приводит к улучшению функциональных свойств по сравнению с квазистатическим растяжением [4].

Таким образом, цель этой работы - исследование функциональных свойств эквивалентного никелида титана после высокоскоростного и квазистатического сжатия при различных температурах. Цилиндрические образцы высотой 4 мм и диаметром 8 мм отжигали при 500°C в течение часа и охлаждали с печью. Характеристические температуры прямого и обратного мартенситных превращений были определены методом дифференциальной сканирующей колориметрии и имели следующие значения: $M_f = 32^\circ\text{C}$, $M_s = 74^\circ\text{C}$, $A_s = 74^\circ\text{C}$, $A_f = 98^\circ\text{C}$.

Сжатие с различными скоростями проводили при температурах в интервале от 20 до 300°C, которые достигались нагревом от комнатной температуры. Высокоскоростное сжатие было проведено в Научно-исследовательском институте механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского на установке, реализующей метод Кольского для разрезных стержней Гопкинсона, скоростями деформирования составила около 10^3c^{-1} . Квазистатическое сжатие проводили на универсальной испытательной машине Instron 5985, со скоростью деформирования порядка 10^{-3}c^{-1} . После деформирования образцы термоциклировали и измеряли эффекты однократной (ЭПФ) и обратимой (ОПФ) памяти формы.

Особенность методики Кольского для разрезных стержней Гопкинсона не позволяет точно контролировать полную деформацию, не смотря на одинаковые параметры нагружения: массу и длину ударника, давление в баллоне газовой пушки. Различие полной деформации приводит к различиям в остаточной и необратимой деформации (та, что остается после реализации эффекта памяти формы). Поэтому, при анализе зависимостей ЭПФ от температуры испытания был использован коэффициент возврата деформации $\epsilon_{sm}/\epsilon_{res}$, где ϵ_{sm} – деформация восстановления формы, связанная с эффектом памяти, ϵ_{res} – остаточная деформация. Полученные зависимости были сопоставлены с аналогичными данными, полученными при исследовании влияния скорости предварительного **растяжения** на функциональные свойства эквивалентного сплава TiNi [4].

При испытаниях на растяжение было показано, что величина ЭПФ после квазистатики всегда выше, чем после динамики. Однако, при испытаниях на сжатия имеется два интервала температур. В первом интервале, до 60-88°C, величина ЭПФ после высокоскоростного сжатия выше либо близка к величине ЭПФ после квазистатического сжатия (рисунок 1.). При увеличении температуры испытания величина ЭПФ после динамического сжатия резко падает и соотношение меняется на противоположное – ЭПФ после квазистатики становится больше, чем после динамики.

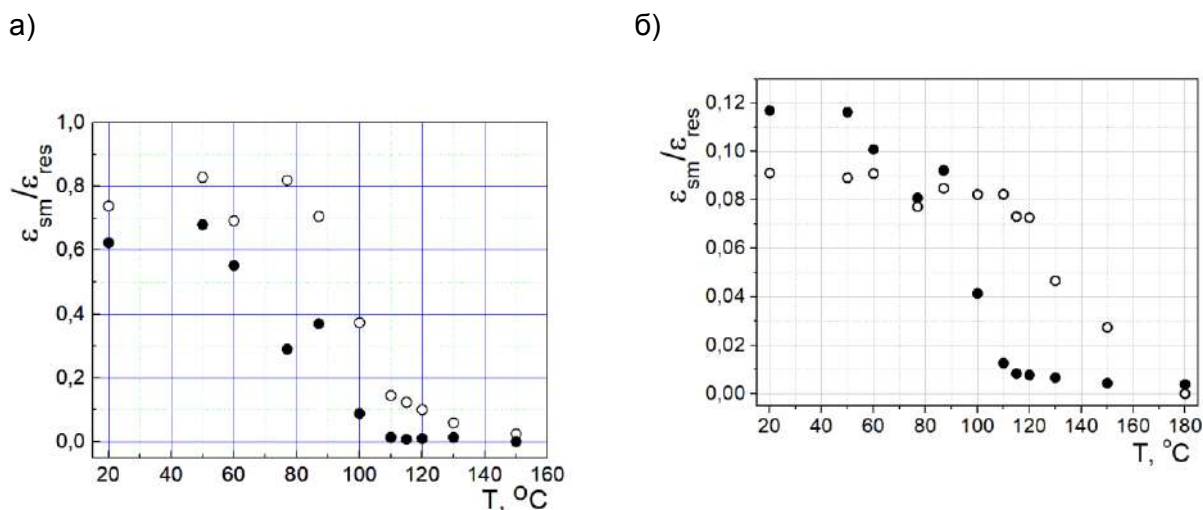


Рисунок 1 - Зависимость коэффициента возврата от температуры предварительного деформирования (а) растяжением, (б) сжатием
 ○ – квазистатика; ● – динамика.

В материалах с эффектом памяти формы можно наблюдать два типа обратимой памяти формы: мартенситного и аустенитного типа[5]. ОПФ мартенситного типа наблюдается после деформирования сплава, находящегося в мартенситном состоянии, а изменение деформации при прямом превращении происходит сонаправлено с направлением приложенной нагрузки, с условно «положительным» знаком. Эффект обратимой памяти формы аустенитного типа возникает в материале, деформированном в аустенитном состоянии, а деформации при прямом превращении изменяется разнонаправленно с предварительным деформированием, то есть «отрицательным» знаком.

Подобно тому, как при анализе зависимостей ЭПФ от температуры испытания был использован коэффициент возврата деформации $\epsilon_{sm}/\epsilon_{res}$, для избавления от неоднородности остаточных деформаций при анализе зависимостей величины обратимой памяти формы от температуры предварительного деформирования, было использовано отношение $\epsilon_{twsm}/\epsilon_p$. Здесь ϵ_{twsm} – величина деформации ОПФ, ϵ_p – необратимая пластическая деформация ($\epsilon_p = \epsilon_{res} - \epsilon_{sm}$).

На следующем рисунке 2 приведены зависимости отношения величины эффекта обратимой памяти формы к необратимой пластической деформации $\epsilon_{twsm}/\epsilon_p$ от температуры предварительного нагружения.

Обратимая память формы мартенситного типа проявляется подобно однократному эффекту памяти формы. В случае испытаний на растяжение предварительное высокоскоростное деформирование при любой температуре не приводит к улучшению ОПФ мартенситного типа. В случае испытаний на сжатие наблюдается аналогичная ЭПФ особенность: в определенном интервале температур (до 60°C) предварительное высокоскоростное сжатие влечет более существенную ОПФ мартенситного типа, чем квазистатическое сжатие, с увеличением температуры испытания соотношение меняется на противоположное.

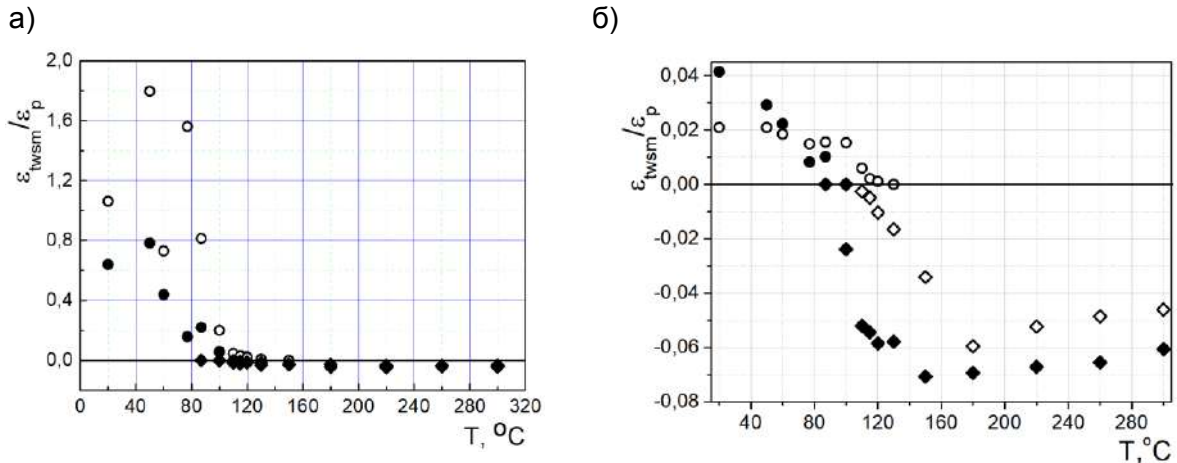


Рисунок 2 - Зависимость отношения $\epsilon_{tws}/\epsilon_p$ от температуры предварительного деформирования (а) растяжением, (б) сжатием
 O, □ – ОПФ мартенситного типа; ◇, ◆ – ОПФ аустенитного типа.
 O, ◇ – квазистатика; □, ◆ – динамика.

Величина обратимой памяти формы аустенитного типа после высокоскоростного сжатия всегда больше, чем после квазистатического сжатия, более того, величина обратимой памяти формы аустенитного типа по модулю больше, чем величина обратимой памяти формы мартенситного типа. Обратимая память формы аустенитного типа после сжатия проявляется, при более низких температурах испытания, чем после растяжения.

Результаты работы показали, что высокоскоростное сжатие может приводить к улучшению функциональных свойств. Так величина ЭПФ после высокоскоростного сжатия в интервале температур 20-60°C выше, чем после квазистатического сжатия. Аналогично, ОПФ мартенситного типа после высокоскоростного сжатия в интервале температур 20-60°C выше, чем после квазистатического сжатия. ОПФ аустенитного типа после высокоскоростного сжатия всегда больше, чем после квазистатического сжатия.

Список литературы:

- 1) Belyaev S.P., Morozov N.F., Razov A.I., Volkov A.E., Wang L., Shi S., Gan S., Chen J., Dong X. Shape Memory Effect in Titanium-Nickel after Preliminary Dynamic Deformation // Materials Science Forum, 2002. - V.394-395. - P.337-340.
- 2) Shi S.-q., Chen J.-y., Dong X.-l., Wang L.-l., Belyaev S. P., Volkov A.E., Morozov N.F., Razov A.I. Study on shape memory effect of TiNi alloy after impact deformation // Explosion and shock waves, 2001. - V.21. - N 3. - P. 168-172.
- 3) Jiang Shu-yong, Zhang Yan-qiu, Microstructure evolution and deformation behavior of as-cast NiTi shape memory alloy under compression// Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012. - V 22. - P. 90-96
- 4) Bragov A., Galieva A., Grigorieva V., Danilov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Ostropiko E., Razov A. Functional properties of TiNi shape memory alloy after high strain rate loading // Materials Science Forum. 2013. V. 738-739. P. 326-331.
- 5) Хачин В.Н., Гюнтер В.Э., Чернов Д.Б. Два эффекта обратимого изменения формы в никелиде титана // ФММ. 1976. Т.42, Вып.3. С.658-661.

ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ, ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ХФТИ

Неклюдов И.М., Соколенко В.И.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,

г. Харьков, Украина

E-mail: vsokol@kift.kharkov.ua

Обзор посвящен 90-летию Национального научного центра «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины (наименование при основании – УФТИ).

Первым директором УФТИ И.В.Обреимовым были организованы криогенная лаборатория, ставшая в предвоенные годы центром низкотемпературных исследований в СССР, чему способствовало широкое использование в экспериментах жидкого водорода (получен в 1931 г.) и гелия (получен в 1932 г.), и лаборатории физики кристаллов, в которой впервые было начато комплексное изучение прочности и пластичности твердых тел.

Впервые в стране в 40-е годы проведены исследования механических свойств ряда чистых металлов, сталей и сплавов в условиях статических и ударных испытаний при 20-300 К и получены данные, необходимые для выбора материалов криогенных устройств [1]. В 50-е годы впервые исследовано поведение металлов и сплавов в условиях сжатия при гелиевых температурах и влияние пластической деформации на электропроводность и критические параметры сверхпроводников [2]. Исследование аномалий низкотемпературной деформации щелочных металлов привело к обнаружению низкотемпературного деформационного полиморфизма – превращению кристаллической решетки из ОЦК в ГЦК [3], объяснению явления сверхпластичности некоторых материалов в метастабильном состоянии.

Систематические и широкомасштабные исследования в области физики прочности и пластичности твердых тел при низких температурах (1,4-77 К) были начаты во второй половине 50-х годов. Выполнение этих работ было стимулировано развитием отраслей новой техники – криогенной и аэрокосмической; а также представляло фундаментальный интерес в связи с необходимостью выяснения физических процессов пластической деформации и механического поведения материалов вблизи абсолютного нуля температуры.

Для аэрокосмических предприятий, руководимых С.П.Королевым и А.А.Люлькиной, был выполнен большой объем работ по изучению механических свойств и характера разрушения в температурном интервале 4,2-300 К широкого класса сталей и специальных сплавов на железной, ниобиевой, молибденовой, алюминиевой, медной и титановой основах в различных состояниях; установлены температурные границы, в которых возможно применение исследованных материалов в узлах авиационной и космической техники.

В 70-80 годы в рамках работ по выполнению заданий отраслевого министерства изучены механические свойства технических композитных сверхпроводников на основе деформируемых сплавов и интерметаллических соединений. Установлен ряд закономерностей изменения механических свойств и деградации критического тока в зависимости от конструктивных особенностей композитов [4,5]. Показано, что для ниобий-титановых сверхпроводников наблюдаемый эффект обратимого снижения тока под нагрузкой обусловлен упругим мартенситным превращением.

Проведен цикл исследований физической природы хладноломкости металлов и взаимосвязи между механическим двойникованием и хрупким разрушением [6]. При низкотемпературном деформировании высокочистых ОЦК металлов впервые обнаружено межзеренное скольжение и скольжение по границам двойников, возвратное двойникование при приложении нагрузки противоположного знака, термическое упрочнение двойниковых прослоек после отогрева до 300 К, явление развития механических двойников в условиях высокотемпературной ползучести. В результате этих исследований изменились представления о роли механического двойникования в общей пластической деформации и разрушении ОЦК металлов и сплавов. Показано, что

двойникованием можно эффективно управлять, используя его как разновидность предварительной механико-термической обработки с целью изменения ряда физико-механических свойств.

Исследованы физические эффекты при взаимодействии дислокаций с решеточной, электронной и магнитной подсистемами. Впервые показано, что ползучесть никеля вблизи абсолютного нуля температуры осуществляется путём преодоления потенциальных барьеров за счёт квантово-механического туннелирования дислокаций и энергии нулевых колебаний дислокационной линии [7]. Подробно изучено явление разупрочнения металлов при переходе из нормального в сверхпроводящее состояние (рис.1), что связано с исчезновением или ослаблением механизма торможения дислокаций электронами проводимости вследствие образования куперовских пар [8]. В 70-е годы всесторонне исследовано влияние постоянных и переменных магнитных полей на процессы пластической деформации магнитоупорядоченных металлов в условиях активного нагружения и ползучести при 4,2-300 К - магнитопластический эффект (МПЭ) [9]. В течение последних лет (2007-2017 г.г.) исследования МПЭ и воздействия магнитных полей были продолжены в фундаментальном и прикладном аспектах, в том числе применительно к конструкционным материалам атомной энергетики [10].

В температурном интервале 4,2-300 К изучены механические свойства, акустическая эмиссия, ползучесть, характеристики внутреннего трения и упругие модули керамических ВТСП. Показана общность диссипативных процессов в высокотемпературных и низкотемпературных сверхпроводниках, проявляющаяся в разупрочнении и пластификации при n-s переходе [11].

Подавление возвратных процессов при понижении температуры деформации дает возможность создавать в массивных кристаллах структуры со значительно более высокой концентрацией дефектов и степенью дисперсности по сравнению с деформацией при комнатной и более высоких температурах. В Институте с использованием разработанных уникальных видов деформации (прокатка, волочение, кручение, квазигидроэкструзия, ковка) в области криогенных (4,2...77 К) температур) при переходе в область больших пластических деформаций проведены приоритетные исследования формирования в металлах и сплавах с различным типом кристаллической решетки структур с предельно высокой плотностью дефектов, в том числе наноструктур.

Впервые наноструктурное состояние в металле (медь) было получено в ХФТИ в 1967 г. [12]. В результате деформации прокаткой в среде жидкого водорода и гелия на степени $\delta \geq 40\%$ средний размер дислокационной ячейки меди находится в нанометровом диапазоне (рис.2). Низкотемпературная квазигидроэкструзия (КГЭ) дает возможность осуществлять низкотемпературное деформирование на большие степени не только пластических, но и слабoplastических металлов при существенном их упрочнении [13].

Развит метод больших пластических деформаций, основанный на сочетании различных способов обработки давлением и обоснован структурно-фазовый критерий оптимизации соотношения используемых способов деформации при их комбинации (рис.3).

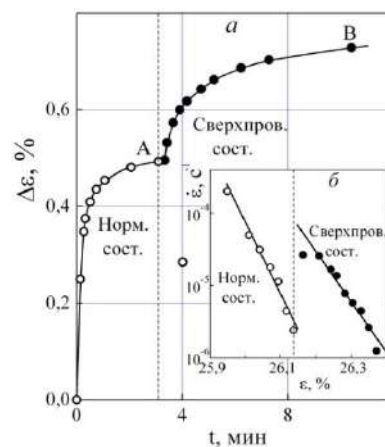


Рисунок 1- Зависимости деформации ползучести Pb от времени (а) и скорости деформации от степени деформации (б) на неустановившейся стадии ползучести при n-s переходе ($T=1,8 \text{ K}$, $\sigma=2,7 \text{ кг/мм}^2$, $H=3500 \text{ Э}$). Увеличение ползучести в точке А – результат разупрочнения металла при n-s переходе.

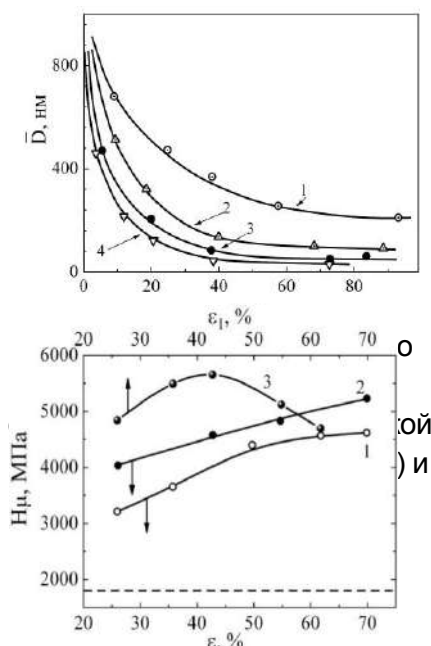


Рисунок 3 -Зависимость микротвёрдости стали 06X16N15M3B от степени деформации волочением при 77 К (1); КГЭ (2); от доли деформации волочением при сочетании волочения и КГЭ (3); исходное состояние - (---); $\varepsilon_{фин} = const = 70\%$.

В работах ряда последних лет при сочетании обычных методов интенсивной пластической деформации и низкотемпературной КГЭ получен и исследован нанокристаллический титан повышенной чистоты с размером зерна 75 нм, высокими значениями прочности ($\sigma_B = 930$ МПа) и пластичности ($\delta \approx 12\%$). При сочетании пластических деформаций прокаткой при комнатной и низких температурах в Zr и сплавах Zr1Nb и Э125 (Zr-2,5%Nb) получены наноструктуры и исследованы их физико-механические свойства. Показано, что кинетика формирования основной части границ субзерен имеет дисклинационный характер и не является результатом динамической полигонизации и рекристаллизации.

Обнаружен ряд новых эффектов, связанных с большими пластическими деформациями материалов в области низких температур: anomalно высокий массоперенос внедренных атомов [14], изменение кинетики диффузионного распада сплава Nb-Ti [15], осцилляции механических и структурных характеристик [16], изменение закона низкотемпературной ползучести [17] и др.

ЛИТЕРАТУРА

1. Костенец В.И. Автореф. канд. дис. _Харьков, 1953.
2. Хоткевич В.И., Голик В.Р. В кн.: Сборник, посвященный 70-летию академика А.Ф.Иоффе. М., 1950.
3. Гиндин И.А., Лазарев Б.Г., Стародубов Я.Д., Хоткевич В.И. // ЖЭТФ, 1958, 35, 802.
4. Гиндин И.А., Лазарева М.Б., Стародубов Я.Д., Старолат М.П., Соколенко В.И., Гогуля В.Ф. и др. // ВАНТ. Сер.: Атомное материаловедение, 1981, вып.1 (7), 42.
5. Соколенко В.И., Стародубов Я.Д. // ВАНТ. Сер.: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (11), 2000, №5.
6. Гиндин И.А. // Металлофизика, 1971, вып.35, 59.
7. Аксенов В.К., Карасева Е.В., Стародубов Я.Д. // УФЖ, 1978, 23, №10, 1621.
8. Гиндин И.А., Лазарев Б.Г., Стародубов Я.Д., Лебедев В.П. // ФММ, 1971, 31, 1043.
9. Неклюдов И.М., Стародубов Я.Д., Соколенко В.И. // УФЖ, 2005, 50, №8А, 131.
10. Неклюдов И.М., Ажажа В.М., Соколенко В.И. та ін. Патент на винахід №94178, 2011.
11. Лазарев Б.Г., Стародубов Я.Д. и др. // ФНТ, 1996, 22, 825-827.
12. Гиндин И.А., Лазарева М.Б., Лебедев В.П. и др. // ФММ, 1967, 24, с.347-353.
13. Хаймович П.А., Черняева Е.В. Гл. 12 в монографии «Перспективные материалы и технологии» под ред. В.В.Клубовича. Витебск, УО «ВГТУ», 2017.
14. Аксенов В.К., Мац А.В., Стародубов Я.Д. // Физика и техника высоких давлений. 1994, №3-4, 97.
15. Аксёнов В.К., Волчок О.И. и др. Авт. свид. СССР, №1616401, 1990.
16. Mats A.V., Sokolenko V.I. // Вопросы материаловедения. 2007, №4 (52), с.224-228.
17. Аксенов В.К., Волчок О.И., Карасева Е.В., Стародубов Я.Д. // ФНТ, 2004, т.30, №4, с.458-462.

ЭВОЛЮЦИЯ НАНОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Zr1Nb ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ПОЛЗУЧЕСТИ В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 300-700 К

Соколенко В.И., Карасева Е.В., Мац А.В., Савчук Е.С., Фролов В.А.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»

ул.Академическая, 1, г.Харьков, 61108, Украина

E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua.

Для релаксации напряжений неравновесной структуры наноматериалов, полученных методами ИПД, обычно используют термообработки, эффективность которых, с точки зрения снятия внутренних напряжений, возрастает с увеличением температуры. Однако с повышением температуры отжига возрастает вероятность существенного укрупнения зерен, что может привести к потере преимуществ наноструктурного состояния [1].

Одним из перспективных методов улучшения свойств наноструктурных материалов является ультразвуковое воздействие (УЗВ). Ультразвуковая волна, проходя через материал, взаимодействует с дефектами разного типа и вызывает изменения в структуре, которые зависят от параметров ультразвука, главным образом, от его мощности. Варьируя параметры УЗВ, можно получать в материале структуру, имеющую необходимые свойства [2].

В работе исследовали сплав Zr1Nb в наноструктурном состоянии, полученном методом комбинированной прокатки при 77–300 К, величина истинной деформации $\varepsilon \sim 3,9$ (МО-1). С целью влияния на наноструктуру и свойства сплава Zr1Nb были проведены термообработки в области температур 500–870 К, $t=1$ ч (МТО) и УЗВ при $T=300$ К в режиме $f=20$ кГц, $\sigma_{УЗВ}=80$ МПа, $t=10$ мин (МО-2). УЗВ в таком режиме производит разупрочняющее действие на деформированный материал [2,3].

После различных воздействий образцы сплава Zr1Nb испытывали в условиях ползучести при $T=300-700$ К. Анализ полученных результатов показывает, что отжиги в области температур 500–800 К (МТО-1, МТО-2, МТО-3, МТО-4) практически не приводят к изменению механических характеристик материала по сравнению с исходным состоянием (рис.1) и только после отжига при 870 К (МТО-5) наблюдается снижение прочностных характеристик и увеличение пластичности на ~ 20 %.

В результате ультразвуковой обработки (МО-2) прочностные характеристики материала снизились на ~ 15 % по сравнению с прокатанными образцами (рис.1, кр.5), при этом пластичность увеличилась на ~ 16 %.

Структурные исследования показали, что после комбинированной прокатки на величину истинной деформации $\varepsilon \sim 3,9$ в сплаве Zr1Nb формируется наноструктура с размером зерна ~ 60 нм. Плотность дислокаций в теле зерен составляет $\sim 3,4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Основная масса дислокаций концентрируется у границ зерен и тройных стыков. Резкая неоднородность контраста на электронно-микроскопических изображениях свидетельствует о высоком уровне внутренних напряжений и наличии пиковых напряжений в стыках границ (рис.2а).

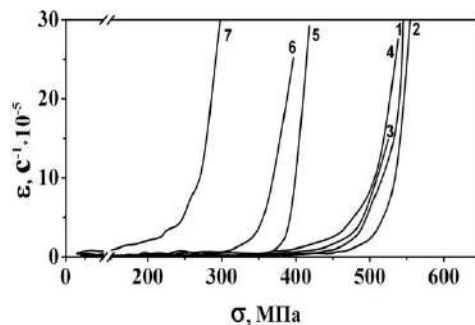


Рисунок 1- Зависимости скорости ползучести при $T=700$ К от приложенного напряжения после воздействий: 1 – МО-1; 2 – МТО-1 (500 К); 3 – МТО-2 (570 К); 4 – МТО-3 (720 К); 5 – МО-2; 6 – МТО-4 (800 К); 7 – МТО-5 (870 К).

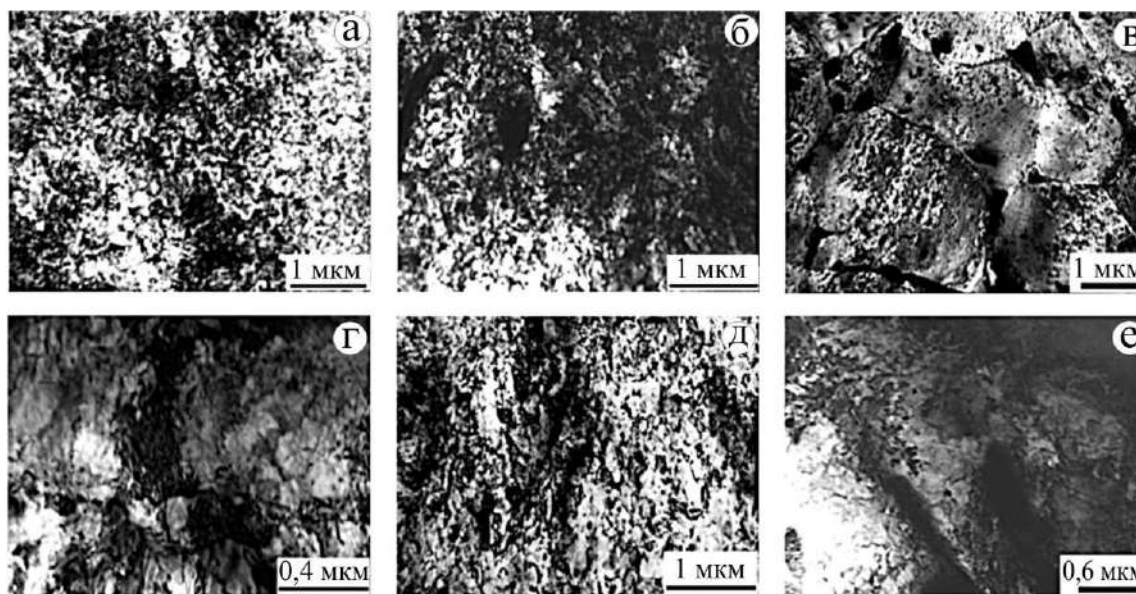


Рисунок 2- Структура сплава Zr1Nb после воздействий: а) МО-1; б) МТО-5; в) МО-2; г) МО-1+ ползучесть при 700 К($\sigma \approx 0,9\sigma_B$); д) МТО-5 + ползучесть при 700 К($\sigma \approx 0,9\sigma_B$); е) МО-2 + ползучесть при 700 К($\sigma \approx 0,9\sigma_B$).

Отжиги наноструктурного сплава Zr1Nb в интервале температур 500–570 К не вызывают заметного изменения характера структуры. Все ее особенности, свойственные наноструктурному состоянию сохраняются. После отжигов при 720–800 К наблюдаются структурные изменения, свидетельствующие о процессах возврата в границах зерен. После отжига при 870 К первичная рекристаллизация охватывает весь объем материала (рис.2б). Происходит формирование новых зерен размером до 1 мкм. Зерна имеют равноосную форму, при этом изменяется внутризеренная структура и структура их границ. Плотность дислокаций внутри зерен не превышает $\sim 10^8 \text{ см}^{-2}$.

Воздействие ультразвука с амплитудой касательных напряжений 80 МПа не изменяет морфологию исходной деформационной наноструктуры сплава Zr1Nb (рис.2в), но она становится более равновесной и однородной, возрастает количество зерен размером 60 нм, при этом средний размер зерен несколько увеличивается – до 67 нм (рис.3). Это связано с уменьшением числа фрагментов с малоугловыми границами по сравнению с деформированным состоянием. Границы зерен становятся более ровными и тонкими, углы в тройных стыках зерен приближаются к равновесным, уменьшается плотность дефектов внутри зерен.

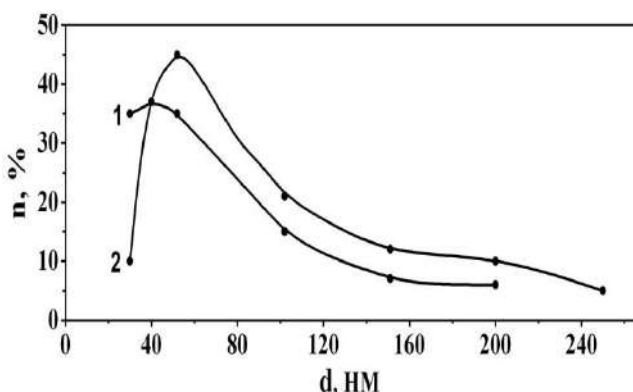


Рисунок 3- Спектры распределения по размерам зерен образцов сплава Zr1Nb после воздействий: 1 – МО-1; 2 – МО-2.

Известно, что в процессе ультразвукового воздействия генерируется большое число вакансий, что стимулирует неконсервативное скольжение [2,3]. При этом диссипация энергии ультразвуковых колебаний происходит, в основном, на границах раздела, что приводит к формированию более равновесного состояния структуры границ, а также к локальным разогревам, снижению уровня локальных напряжений и активизации работы источников дислокаций. Действие всех вышеперечисленных факторов вызывает активное перемещение, взаимодействие и

аннигиляцию дислокаций на границах зерен. Границы зерен становятся более равновесными, уменьшается уровень дальнедействующих напряжений, что приводит к снижению характеристик прочности сплава (рис.1, кр.5).

Проведенные структурные исследования показали, что наноструктура, созданная ИПД прокаткой, оказалась неустойчивой к последующему механико-термическому воздействию в условиях ползучести при 700 К (рис.2г). Большинство границ разрушилось и на их месте сформировались дислокационные границы полигонального типа. Размеры полигонов колеблются в пределах 50-150 нм. Трансформация исходной структуры происходит вследствие активизации процессов возврата за счет переползания дислокаций у границ зерен, а также процессов генерации и аннигиляции дислокаций на границах, что приводит к их рассыпанию [3,4].

Полностью рекристаллизованная после отжига при 870 К структура также оказалась неустойчивой в условиях ползучести при 700 К. Границы зерен разрушились, образовались скопления дислокаций с тенденцией к образованию ячеистой структуры (рис.2д).

Действие растягивающих напряжений в условиях ползучести при 700 К на сплав, обработанный ультразвуком, приводит к перестройке структуры и развитию динамической рекристаллизации (рис.2е). Средний размер рекристаллизованных зерен составляет 100 нм. Релаксация напряжений происходит вследствие перестройки структуры таким образом, что стадия полигонизации отсутствует. Развивается динамическая рекристаллизация и формируется новая рекристаллизационная наноструктура, более приспособленная к новым условиям деформирования и обеспечивающая высокие сопротивление ползучести и уровень прочностных характеристик с сохранением достаточного запаса пластичности, т.е. с более высоким уровнем термомеханической устойчивости.

Таким образом, термообработки наноструктурного сплава Zr1Nb, которые обеспечивают повышение пластичности, качественно изменяют структуру сплава, разрушая наноструктурное состояние, что приводит к снижению механических характеристик и степени устойчивости материала к последующей деформации в процессе ползучести при температуре 700 К.

Ультразвуковая обработка наноструктурного сплава Zr1Nb приводит к снижению уровня внутренних напряжений вследствие формирования более равновесной структуры границ без заметного роста зерен. В процессе последующей деформации в условиях ползучести при 700 К происходит релаксация внутренних напряжений вследствие динамической рекристаллизации и образование новой стабильной наноструктуры, что приводит к заметному повышению термомеханической устойчивости материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. Москва: Логос. 2000, 271 с.
2. А.В. Мац, В.М. Нетесов, В.И. Соколенко Ультразвуковое воздействие на наноструктуру сплава Zr-2,5%Nb // ВАНТ. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». – 2011, v.74, №4, p.108 – 110.
3. V.I. Sokolenko, V.M. Gorbatenko, E.V. Karaseva, A.V. Mats, E.S. Savchuk, V.A.Frolov. Ultrasound influence on creep nanostructured Zr // Problems of atomic science and technology. Series: "Vacuum, Pure materials, Superconductors". 2016, V.101, №1, p.41-44.
4. E.V. Karaseva, A.V. Matz, V.I. Sokolenko, V.A. Frolov Effect of structural instability on creep of zirconium subjected to severe plastic deformation // Problems of atomic science and technology. Series: "Vacuum, Pure materials, Superconductors". 2014, V.89, №1, p.106-109.

НЕПРЕРЫВНЫЙ НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ПРОЦЕССОВ ТРЕНИЯ МЕТОДОМ КЕЛЬВИНА

**Пантелеев К. В., Свистун А. И., Тявловский А. К., Тявловский К. Л.,
Воробей Р. И., Гусев О. К., Жарин А. Л.**
*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,
nilpt@tut.by*

Введение. Контроль процессов трения является важной задачей обеспечения стабильности качества и надежности эксплуатации триботехнических материалов и изделий. В настоящее время особое внимание уделяется физическим механизмам локализации усталостного разрушения в тонких поверхностных слоях, находящихся в условиях сложного спектра трибовоздействий [1]. В реальных условиях, при взаимодействии поверхности трения с окружающей средой, проявляется множество специфических, конкурирующих между собой эффектов (хемомеханический, механохимический, эффект Ребиндера и др.), оказывающих влияние на усталостную прочность материала. Поэтому обеспечение возможности прямого наблюдения за кинетикой усталостных процессов в поверхностных слоях сопряженных твердых тел остается наиболее актуальным в области трибологии.

Среди современных методов физического материаловедения, позволяющих исследовать изменения свойств поверхности металлов при внешнем механическом воздействии (термокинетические, склерометрические, акустико-эмиссионные и др.), особое место занимают методы, основанные на регистрации работы выхода электрона (РВЭ) трущейся поверхности, например, по контактной разности потенциалов (метод Кельвина) [2]. Отдельные модификации данного метода позволяют проводить бесконтактные неразрушающие измерения РВЭ как на воздухе, так и в иных условиях окружающей среды (в вакууме, контролируемых средах, при смазке и др.).

В данной работе с использованием непрерывного неразрушающего контроля трущейся поверхности методом Кельвина экспериментально обнаружены периодические изменения РВЭ трущейся поверхности. Комплексом независимых методов установлено, что периодические изменения РВЭ являются следствием усталостных процессов, протекающих в относительно толстых подповерхностных слоях материалов, т.е. обнаружен новый вид изнашивания при тяжелых режимах трения.

Приборы и методы измерений. С целью изучения кинетики усталостного разрушения поверхности трения методом непрерывного неразрушающего контроля трущейся поверхности использована машина торцевого трения типа АЕ-5, оснащенная разработанным малогабаритным датчиком измерения РВЭ [3, 4]. Кинематическая схема узла трения приведена на рисунке 1. Образец в виде диска имеет вертикальную ось вращения. Контртело, выполненное из трех цилиндрических контробразцов, размещенных в углах равностороннего треугольника, прижимается сверху через нагружающий механизм рычажного типа. Машина трения имеет постоянную скорость вращения образца относительно неподвижного контртела. Над свободным участком поверхности вращающегося образца через изолятор неподвижно закреплен датчик РВЭ. Датчик РВЭ реализован по традиционному методу Кельвина (динамический конденсатор): трущаяся поверхность и эталонный (зондовый) образец, соединенные внешней электрической связью, образуют обкладки плоскопараллельного конденсатора. Зондовый образец колеблется под действием электромеханического вибратора. В общем случае конденсатор имеет заряд пропорциональный контактной разности потенциалов, возникающей в зазоре конденсатора, вследствие различия РВЭ материалов пластин.

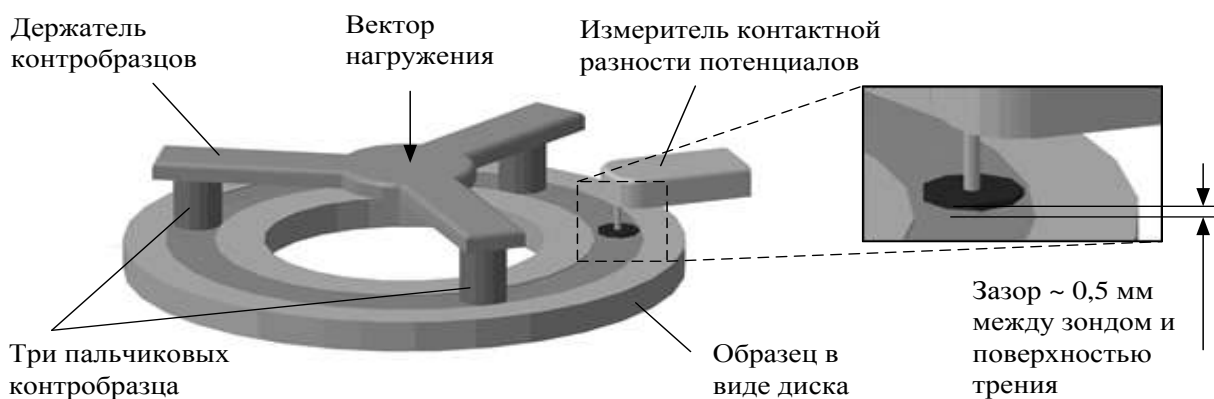


Рисунок 1 – Кинематическая схема узла трения при измерении работы выхода электрона трущейся поверхности

Результаты исследований. Результаты экспериментальных исследований при тяжелых режимах сухого трения показали, что для ряда компактных и порошковых материалов по завершению процесса приработки регистрируются ярко выраженные периодические изменения РВЭ трущейся поверхности со временем испытаний. На рисунке приведены результаты исследования кинетики РВЭ для пары трения Л63 (образец) – Бр.ОФ6,6-0,15 (контрообразец) при нормальном давлении 0,17 Мпа и скорости скольжения 0,12 м/с. Из рисунка 2 видно, что период изменений РВЭ на несколько порядков больше периода вращения образца ($0,42 \text{ с}^{-1}$). Следует отметить, что периодические изменения РВЭ регистрируются и в случае граничного трения (использовано масло МВП). При этом изменялась амплитуда и длительность периода. Также, со временем граничного трения период изменений РВЭ уменьшался, что объясняется истощением смазочного слоя.

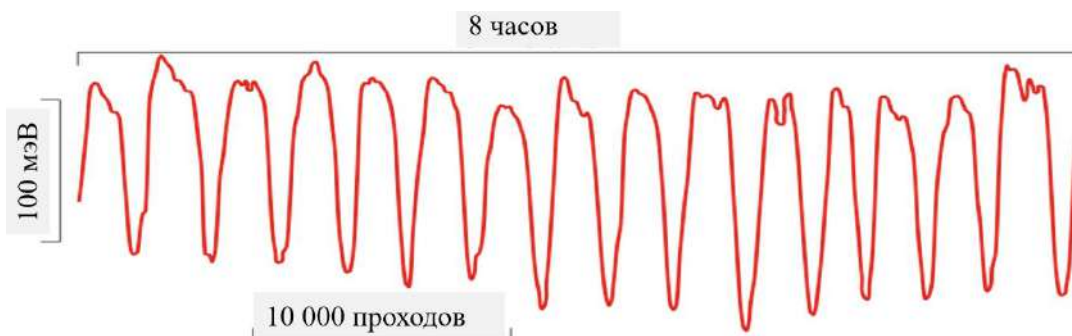


Рисунок 2 – Периодические изменения работы выхода электрона трущейся поверхности латуни Л63 за 8 часов работы машины трения

Проведенный статистический анализ, для широкого ряда образцов и различных условий трения периодических изменений РВЭ трущейся поверхности показал, что они являются воспроизводимыми и незатухающими, следовательно, могут применяться для анализа кинетики протекания процессов усталостного разрушения при трении.

Для выяснения природы периодических изменений РВЭ трущейся поверхности было проведено исследование состояния поверхностных и подповерхностных слоев материала в характерных точках по периоду изменения РВЭ (положительный и отрицательный экстремумы, и середины участков возрастания и убывания РВЭ) комплексом независимых методов (рисунок 3).

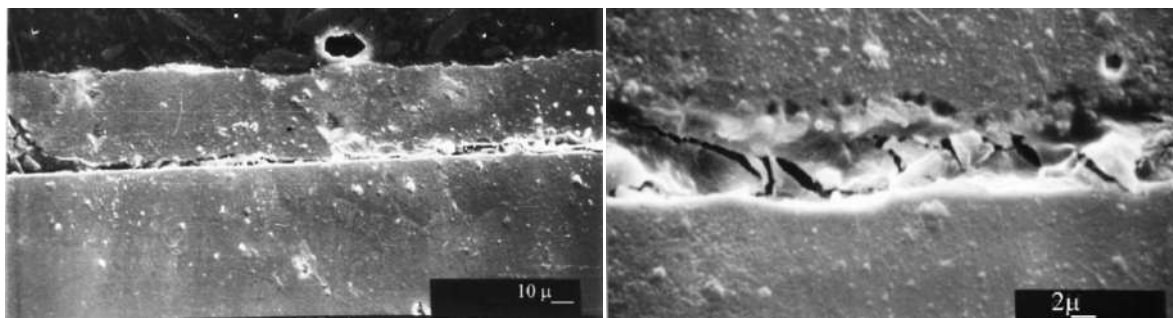


Рисунок 3 – Микрофотографии подповерхностной трещины на стадии предразрушения поверхностного слоя (выявляется по характерным точкам периода изменения работы выхода электрона)

Заключение. С учетом общности закономерностей объемного и поверхностного деформирования, один цикл периодических изменений РВЭ трущейся поверхности будет соответствовать сломанному образцу при классических усталостных испытаниях, а с учетом того, что регистрация РВЭ производится интегрально по дорожке трения, то один цикл периодических изменений соответствует статистически обработанной серии результатов классических испытаний на усталость. Из вышесказанного следует, что поиск корреляции между результатами испытаний на объемную усталость и установленными периодическими изменениями РВЭ при трении может привести к созданию ряда экспрессных методов испытания материалов на объемную усталость.

Список литературы.

1. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials / I. Hutchings, P. Shipway. – Elsevier, 2017. – 388 p.
2. Жарин, А.Л. Метод контактной разности потенциалов и его применение в трибологии А.Л. Жарин. – Минск : Бестпринт. – 1996. – 235 с.
3. Pansialeyeu, K. Charge sensitive techniques in tribology studies / K. Pansialeyeu, A. Zharin, M. Opielak, P. Rogalski // Przegląd Elektrotechniczny. – 2016. – R. 92, № 11. – P. 239 – 243.
4. Пантелеев, К. В. Построение измерителей контактной разности потенциалов / К. В. Пантелеев, В. А. Микитевич, А. Л. Жарин // Приборы и методы измерений. – 2016. – Т. 7, № 1. – С. 7–15.

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕРМОСТОЙКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Е.В.Овчинников, Н.М.Чекан, Е.И.Эйсымонт, И.П.Акула, А.Г.Шагойка
*УО «Гродненский государственный университет им. Янки Купалы», г.Гродно,
Беларусь
e-mail: ovchin@grsu.by*

Функциональные и эксплуатационные характеристики деталей аппаратов и машин зависят от структуры и физико-механических свойств материалов, из которых они изготовлены. Теплопроводность, электропроводность, стойкость к износу, действию высоких температур и другие эксплуатационные характеристики материалов в первую очередь определяются характеристиками поверхностных слоев. Для формирования высоких физико-механических свойств машин и аппаратов достаточно часто применяют технологии, с формированием покрытий из активной газовой среды, растворов, твердой фазы. Применение данных технологических приемов позволяет обеспечить защиту основного материала от действия агрессивной внешней среды, увеличить срок эксплуатации изделий и конструкций, увеличить срок межгарантийного обслуживания оборудования, уменьшить расходы на осуществление ремонтных работ различного рода аппаратов и оборудования. Развитие технического прогресса приводит к эксплуатации современных изделий во все более жестких условиях, в связи с этим появляется необходимость обеспечивать соответствие между физико-механическими характеристиками применяемых материалов и условиями их работы. Применение покрытий для модифицирования различного рода веществ позволяет обеспечивать такое соответствие [1-2]. Перспективными и достаточно широко применяемыми являются покрытия, формируемые в вакууме различными технологическими приемами на поверхности деталей и инструмента. Основным требованием к модифицируемой поверхности изделия является то, чтобы покрытие должно обеспечивать существенно лучшую защиту детали от действия внешней среды, чем поверхностные слои самого материала. Формируемая путем нанесения в вакууме система должна обладать более высокими эксплуатационными характеристиками, быть структурно нечувствительной к условиям работы независимо от того, создается покрытие путем модификации поверхностных слоев самого материала или же нанесением на субстрат моно- или многослойного покрытия из других материалов.

Определение конкретной системы покрытия для модифицирования различного вида материалов определяется балансом получаемого эксплуатационного эффекта и затрат, т. е. соотношением между улучшением функциональных характеристик изделий и стоимостью нанесения соответствующего покрытия. Разработка научных основ по направленному изменению физико-химических свойств исходных поверхностных слоев изделий путем формирования специальных покрытий относится к приоритетным направлениям в различных отраслях производственного сектора: машиностроение, химическая промышленность, авиастроение и т.п..

Целью данной работы является определение физико-механических характеристик термостойких керамических покрытий, получаемых плазмохимическими методами в вакууме.

В качестве объекта исследований были выбраны покрытия ZrCN. Покрытия формировали на стальном субстрате, изготовленном из стали 12X18H10T. Для нанесения соединения ZrCN на стальную подложку работе использовали установка вакуумного напыления УВНИПА-1-001, оборудованную катододуговым испарителем с системой электромагнитной фильтрации плазмы, а также ионным источником ИИ-4-

0,15. Для удаления тонкого приповерхностного слоя толщиной порядка 100-300 нм, содержащего загрязнения, перед нанесением покрытия образцы подвергались интенсивной обработке высокоэнергетичными ионами аргона. При этом происходит нагрев поверхностей до 450 °С, разрушение окисных пленок и частичное удаление растворенных в металле газов. Обработка проводилась при следующих параметрах: давление аргона в вакуумной камере $1,5 \cdot 10^{-2}$ Па; ток фокусирующего соленоида 3,0 А; ускоряющее напряжение 3500 В при токе 0,06 А. Время ионно-лучевой обработки составляло 30 минут. Для повышения эффективности ионно-лучевой очистки и увеличения глубины проникновения ионов аргона на обрабатываемые изделия подавался отрицательный электрический потенциал 800 – 1500 В.

При проведении исследований использовали: системный анализ, ИК – спектроскопию пропускания и НПВО, ЭПР – спектроскопию, рентгеноструктурный анализ, электронную растровую, оптическую и атомно-силовую микроскопию, специальные машины трения, а так же натурные установки и стенды.

В ходе исследований изучали морфологию покрытия ZrCN толщиной не более 3 мкм. Результаты исследований представлены на рисунке 1.

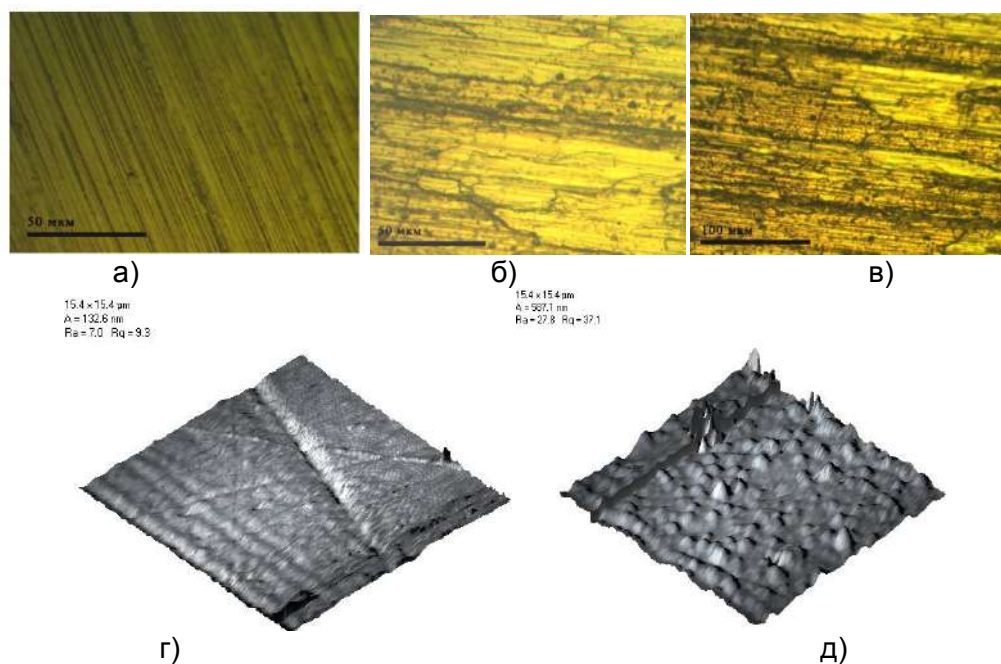


Рисунок 1 - Морфология покрытий ZrCN, сформированных на стали 12X18H10T. а, г- исходная поверхность стали 12X18H10T; б,в,д- покрытие ZrCN; а-в- изображения поверхностных слоев стального субстрата и покрытия получены методом оптической микроскопии; г-д- изображения поверхностных слоев стального субстрата и покрытия получены методом атомно-силовой микроскопии.

Формирование покрытий ZrCN на стальном субстрате приводит созданию достаточно развитого рельефа, средние значения параметра шероховатости увеличиваются со значений $Ra \approx 7$ нм до $Ra \approx 28$ нм. Наблюдается формирование достаточно большого количества глобулярных структур с латеральным размером порядка 1-1,4 нм. Полученные данные подтверждаются результатами исследований методом растровой электронной микроскопии рисунок 2.

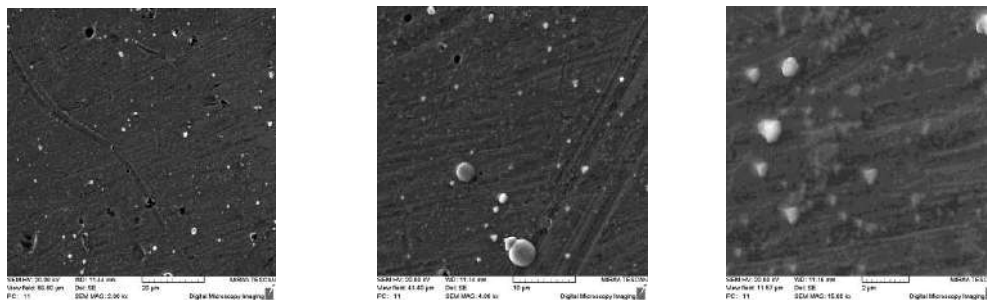


Рисунок 2 - Морфология покрытий ZrCN, сформированных на стали 12X18H10. Изображение поверхностных слоев получены методом растровой электронной микроскопии при различных увеличениях.

Проведение активации стальной подложки путем обработки в криогенных жидкостях существенно изменяет шероховатость покрытий ZrCN (таблица 1).

Таблица 1 - Зависимость параметров шероховатости покрытий от вида технологической обработки

Тип подложки и сформированного покрытия	Параметр		
	A, нм	R _a , нм	R _q
Сталь 12X18H10T	1434	184	214
Сталь 12X18H10T, подвергнутая криогенной обработке в течение 60 минут	853	118	150
Покрытие ZrCN, сформированное на подложке из стали 12X18H10T	1724	181	227
Покрытие ZrCN, сформированное на подложке из стали 12X18H10T, подвергнутая криогенной обработке в течение 60 минут	78	6	8

Установлено, что покрытия, сформированные на поверхности активированной стальной подложки, имеют адгезионные характеристики в 1,5-2 раза превышающие данные параметры для вакуумных покрытий ZrCN, сформированных на исходной стали Р6М5.

Литература

1. Особенности структуры и морфологии алмазоподобных покрытий, модифицированных СВЧ-излучением [Текст] / Е. В. Овчинников, Е. И. Эйсымонт, Ю. И. Павлович, И. А. Петропавловский // *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. – 2011. – №4/3 (288). – С. 54-61.
2. Модификация углеродистых сталей методом ионно-плазменного азотирования [Текст] / Е. В. Овчинников, Е. И. Эйсымонт, В. И. Кравченко, Н. С. Мажанская, И. А. Петропавловский // *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. – 2011. – №4/2 (288). – С. 75-83.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

А.Ю. Виноградов, Д.Л. Мерсон, Е.Д. Мерсон

Тольяттинский государственный университет, Россия

d.merson@tltsu.ru

Магний – самый легкий металлический материал и, что наиболее важно, он - натуральный элемент человеческого организма. Поэтому он особенно хорошо им переносится, т.е. является биосовместимым, чем привлекает пристальное внимание как практикующих врачей, так и материаловедов и технологов во всем мире, как наиболее перспективный материал для применения в качестве имплантатов.

Сегодня в хирургической практике используются имплантаты из титановых сплавов или нержавеющей стали. Ни тот, ни другой материал не обладают ни идеальной биосовместимостью, ни резорбируемостью. Имея достаточную механическую прочность, конструкции из указанных сплавов отрицательно влияют как на костную ткань, так и на организм человека в целом, из-за наличия в составе сплавов токсичных для организма элементов (например, никеля в стали 316L или алюминия в сплаве Ti-6Al-4V). Основным же недостатком является то, что после консолидации перелома необходимо повторное оперативное вмешательство по удалению металлоконструкции.

Кость, как живая ткань, постоянно приспособливается под внешние нагрузки. Этот процесс коррекции может привести к стрессовой защите, если присутствует имплантат со слишком высоким значением модуля упругости. Модуль упругости кортикального слоя кости порядка $3 \div 20$ ГПа. Для сравнения: модуль Юнга аустенитных сталей обычно около 160-200 ГПа, а для титановых сплавов типа Ti-6Al-4V – около 115 ГПа. Магниевые же сплавы имеют модуль Юнга около 45 ГПа, что наиболее близко соответствует свойствам кости, и, таким образом, уменьшается вероятность несовместимости по деформации и устраняется вредный эффект "экранирования" нагрузки на костную ткань металлическим имплантатом. Поэтому, благодаря своей отличной биосовместимости, именно магний и его сплавы являются перспективными кандидатами на роль материалов для медицинских имплантатов с биорезорбируемыми свойствами, при условии, что заданный уровень механических характеристик будет достигнут и сохранен в течение всего периода остеосинтеза.

Для различных частей на костных конструкций, например, для пластин и фиксирующих винтов, требования к механическим свойствам: прочности, пластичности, вязкости разрушения и усталости - весьма разнятся, и поэтому крайне необходимо научиться управлять этими свойствами, оставаясь в пределах заданной скорости биорезорбируемости и высоких требований по биосовместимости. Необходимо конструировать сплавы с прочностью от 200 до 400 МПа, пластичностью от 10 до 40% и пределом выносливости от 90 до 150 МПа, что является весьма широким интервалом задаваемых свойств. С учетом требуемой скорости коррозии от 0,2 до 2 мм в год, это представляет довольно серьезную научно-технологическую проблему. Причем именно проблема коррозионной усталости является ключевой для биомедицинских применений, т.к. скорость коррозии под напряжением, особенно циклическим, возрастает многократно, и это необходимо учитывать при дизайне сплава и самого имплантата. Увеличение прочности и усталостных свойств, как правило, достигают за счет легирования и измельчения микроструктуры. При этом, выбор легирующих элементов крайне ограничен требованиями биосовместимости и технологической реализуемости.

В настоящей работе подробно излагаются основные принципы управления необходимыми свойствами магниевых сплавов в качестве материала биорезорбируемых имплантатов и приводятся конкретные результаты на примере одной из наиболее перспективных систем легирования: Mg-Zn-Ca.

При помощи сканирующей электронной микроскопии и конфокальной лазерной сканирующей микроскопии исследованы механизмы коррозии и коррозионной

усталости биорезорбируемых магниевых сплавов, а также микроструктурные факторы, влияющие на эти деструктивные процессы. Установлено, что основными факторами, определяющими электрохимическое поведение сплавов и характер их коррозии, являются однородность микроструктуры и распределение избыточных фаз. В качестве основного вывода, утверждается, что для достижения превосходной биоразлагаемости в сочетании с хорошей цитотоксичностью и биосовместимостью необходимо формирование именно однородной мелкозернистой рекристаллизованной микроструктуры. Интенсивная пластическая деформация, способствующая активной динамической рекристаллизации, представляется одним из инструментов для достижения этой цели. Например, горячая всесторонняя изотермическая ковка оказывает значительное благоприятное влияние на коррозионное поведение сплава ZK60. Формирование однородной, устойчивой и коррозионностойкой пассивной пленки на поверхности сплавов на основе магния все еще остается проблемой. Модификация микроструктуры, приводящая к увеличению доли границ зерен, способствует формированию достаточно однородного защитного слоя, уменьшает размер и неоднородность распределения вторых фаз и увеличивает общую коррозионную стойкость исследуемого сплава ZK60.

Проведены измерения коррозионно-усталостных свойств сплавов системы ZX (Mg-Zn-Ca) а также других биосовместимых сплавов и чистого магния в физиологическом растворе NaCl и растворе Рингера, имитирующем плазму крови. При помещении в физиологический раствор Рингера медицинской чистоты, усталостные свойства предсказуемо ухудшаются до значений предела выносливости 40-55 МПа на базе 2×10^6 циклов, но при этом демонстрируют приемлемый уровень свойств по сравнению с литературными данными для известных аналогов. Проведенные испытания в физиологическом растворе, позволили ранжировать сплавы по коррозионной стойкости и провести качественный анализ трендов зависимости свойств от состава, термомеханической обработки и полученной микроструктуры в следующей последовательности (от наихудшего к наилучшему) Mg->ZK60->ZX40->WZ21-> ZX10XP. С этой точки зрения, наиболее перспективными можно выделить сплавы сверхвысокой чистоты, которые, при условии минимального легирования, обеспечивают наилучшие показатели коррозионной стойкости. Однако также перспективным и вполне конкурентным методом является формирование однородной ультрамелкозернистой и ультрамелкодисперсной структуры, которую можно целенаправленно сформировать методами больших пластических деформаций.

По совокупности полученных механических и коррозионных характеристик наилучшими сплавами являются высокочистые экструдированные сплавы ZX10 и ZX40-0,1Ca после комплексной обработки по схемам равноканального углового прессования и ротационнойковки. Первый сплав является выдающимся представителем класса высокочистых низколегированных сплавов с высокой коррозионной стойкостью и хорошими механическими характеристиками. В то же время, ZX40-0,1Ca после холоднойковки имеет уникально высокую для данной группы сплавов статическую и усталостную прочность при удовлетворительной коррозионной стойкости.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проекты RFMEFI58317X0070 и 3.3881.2017/4.6.

ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ
Ni-Fe-Ga-Co И Cu-Al-Ni

Аверкин А.И., Гузилова Л.И., Тимашов Р.Б., Солдатов А.В., Крымов В.М.,
Николаев В.И.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021,
Санкт-Петербург, Россия
AndreyAverkin@mail.ru

Функциональные свойства сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) обусловлены протеканием в них термоупругого мартенситного превращения. Способность сплавов с ЭПФ совершать полезную работу позволяет решать широкий круг инженерных задач. Использование таких материалов в конструкции силовых приводов или двигателей позволяет создать компактные образцы устройств, которые по отношению развиваемая сила/ габариты изделия превосходят классические электродвигатели.

При работе привода рабочее тело из сплава с ЭПФ часто испытывает противодействие, перегрев и ограничение реализации эффекта памяти формы. Такие условия приводят к возникновению в материале механических напряжений реактивной природы.

Исследования температурной зависимости реактивных напряжений были проведены на множестве материалов, например, в поликристаллических образцах NiTi реактивные напряжения достигают величины 800 МПа. Несмотря на столь высокое значение реактивных напряжений, использование поликристаллических материалов в реальном устройстве часто нежелательно из-за того, что деформация в поликристаллах не полностью обратима, наблюдается кроме фазовой деформации и пластическая, связанная с зернограничным проскальзыванием. Данное обстоятельство затрудняет управление работой такого привода. Прецизионное управление работой привода может быть достигнуто при использовании монокристаллических элементов с ЭПФ.

Целью данной работы является исследование процесса генерации реактивных напряжений в монокристаллах сплавов Ni-Fe-Ga-Co и Cu-Al-Ni.

Цилиндрические образцы обоих материалов были вырезаны из монокристаллических прутков электроискровым методом. В таблице 1 приведена информация о использованных образцах и их подготовке к испытаниям.

Таблица 1.

Состав	Высота, мм	Диаметр, мм	Кристаллографическая ориентация	Термообработка
Ni ₄₉ Fe ₁₈ Ga ₂₇ Co ₆	7	3.5	[100]	1423K 2h, закалка в воду
Cu-13.6 wt.%Al -4.0 wt.%Ni	7	5	[100]	1220K 15 мин, закалка в воду, 373 K 1h, закалка в воду

Образцы подвергались одноосному сжатию с целью придания им максимально возможной деформации памяти формы. Сжатие проводилось на испытательной машине Instron 1342 при комнатной температуре со скоростью 10^{-4} c^{-1} .

На рисунке 1 приведены диаграммы сжатия монокристаллов Ni-Fe-Ga-Co и Cu-Al-Ni. Наблюдается качественное совпадение диаграмм, которое характерно для монокристаллов с ЭПФ. На первых этапах процесса деформации происходит упругое

напряжение материала. Затем при достижении определенного давления, фазового предела упругости, начинается процесс переориентации мартенситных доменов. Механические напряжения при этом процессе практически не изменяются. Когда ресурс деформации памяти формы исчерпан наступает заключительный процесс упругой деформации полностью ориентированной мартенситной структуры. При последующей разгрузке обратная разориентация мартенситных доменов не происходит и у образца после деформации присутствует остаточная деформация. Эта деформация является полностью обратимой при нагреве в свободном состоянии.

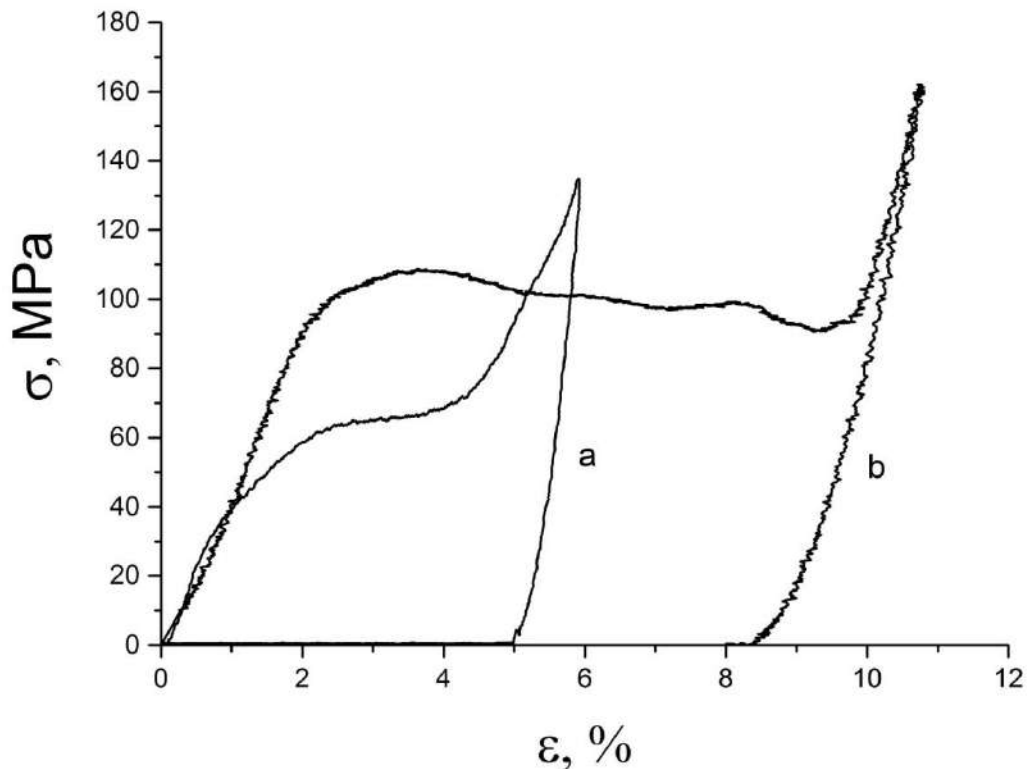


Рисунок 1 - Диаграммы сжатия монокристаллов NiFeGaCo (a), CuAlNi (b) с эффектом памяти формы.

Сравнение диаграмм сжатия обращает внимание на различные величины деформаций ПФ и фазовых пределов упругости двух материалов. Обе величины примерно в два раза меньше у монокристаллов Ni-Fe-Ga-Co. Таким образом, работа, затраченная на предварительную деформацию кристаллов Ni-Fe-Ga-Co, составляет 3.33 МПа, против 8.45 МПа для Cu-Al-Ni.

Следующий этап работы заключался в исследовании температурной зависимости реактивных напряжений, возникающих при ограничении реализации эффекта памяти формы.

Деформированные образцы помещались между неподвижными колоннами испытательной машины и слегка подгружались, т.е. оказывались в защемленном состоянии. Затем образцы подвергались нагреву с постоянной скоростью 10 K/min, регистрировалось давление на датчик испытательной машины со стороны образца.

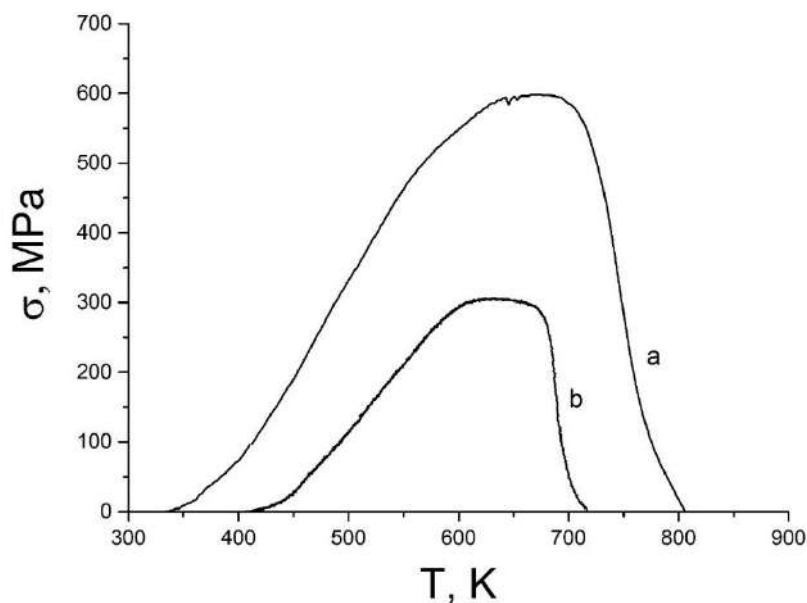


Рисунок 2 - Температурная зависимость реактивных напряжений в монокристаллах: а- NiFeGaCo, б- CuAlNi с эффектом памяти формы.

Результаты исследования заземленных образцов представлены на Рис.2. Кристалл при нагреве стремится восстановить свою исходную форму. Однако, поскольку мы изначально ограничили возможность восстановления деформации ПФ, слегка поджав образец, в нем развивались реактивные напряжения. Основной вклад в рост которых вносит обратное мартенситное превращение. Можно отметить линейный участок с постоянной величиной $d\sigma/dT$, который продолжается до температуры 550 К в кристалле Ni-Fe-Ga-Co и 600 К в кристалле Cu-Al-Ni. До этой температуры все изменения деформации образца полностью обратимы. При дальнейшем возрастании температуры наблюдается отклонение от линейного роста, снижение $d\sigma/dT$. Максимум реактивных напряжений 600 МПа и 300 МПа достигается при температуре 690 К и 620 К для монокристаллов Ni-Fe-Ga-Co и Cu-Al-Ni, соответственно. Затем следует этап быстрого снижения реактивных напряжений, вплоть до нуля.

Монокристаллы Ni-Fe-Ga-Co сохраняют свои функциональные свойства в более широком температурном диапазоне и коэффициент наклона кривой реактивных напряжений в этом материале имеет более высокое значение. В результате максимальная величина реактивных напряжений в Ni-Fe-Ga-Co может в два раза превышать аналогичную величину для Cu-Al-Ni.

Литература

[1] Аверкин А.И., Крымов В.М., Гузилова Л.И., Тимашов Р.Б., Солдатов А.В., Николаев В.И. // Письма ЖТФ. - 2018. -Т. 44, В. 5. - С. 3-9

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ

Гузилова Л.И.¹, Гращенко А.С.², Печников А.И.^{1,3}, Николаев В.И.^{1,3}¹ ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия² Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия³ ООО «Совершенные кристаллы», Санкт-Петербург, Россия

guzilova@mail.ioffe.ru

Оксид галлия (Ga_2O_3) – новый широкозонный полупроводниковый материал, перспективный для использования в полупроводниковой технике [1]. Интерес к исследованию механических свойств кристаллов и эпитаксиальных слоёв обусловлен тем, что при конструировании полупроводниковых приборов наряду с электрическими и оптическими свойствами используемых материалов, необходимо знать их механические характеристики, которые дают возможность оценить возникающие напряжения и деформации в материале, как при процессе роста монокристаллов или эпитаксиальных плёнок, так и, например, при механической обработке материала.

Одним из универсальных методов оценки механических свойств материалов является метод наноиндентирования [2], суть которого заключается во внедрении в приповерхностный слой алмазного индентора (трехгранной пирамиды Берковича или четырехгранной пирамиды Виккерса). По отклику к этому проникновению в образец (кривым нагрузки-разгрузки) можно судить о его упругих и пластических свойствах. В результате экспериментов по наноиндентированию образцов используя метод Оливера-Фарра [3] для анализа кривых нагружения можно количественно оценить нанотвердость и модуль упругости (непосредственно по наклону кривой разгрузки).

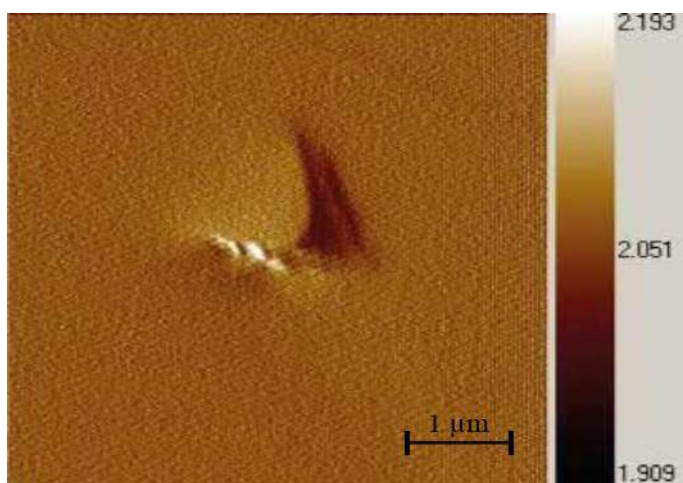


Рисунок 1 - Изображение отпечатка трехгранной пирамидой на поверхности плоскости спайности (100) монокристалла $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$.

В данной работе исследовались монокристаллы $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$, выращенные методом свободной кристаллизации на установке «Гранат-2М» [4], а также эпитаксиальные слои α - и $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$, полученные методом хлоридной эпитаксии [5] на сапфировых подложках двух кристаллографических ориентаций, с- (0001) и т- (10-10). Толщина эпитаксиальных слоёв оксида галлия составляла порядка 1-30 мкм.

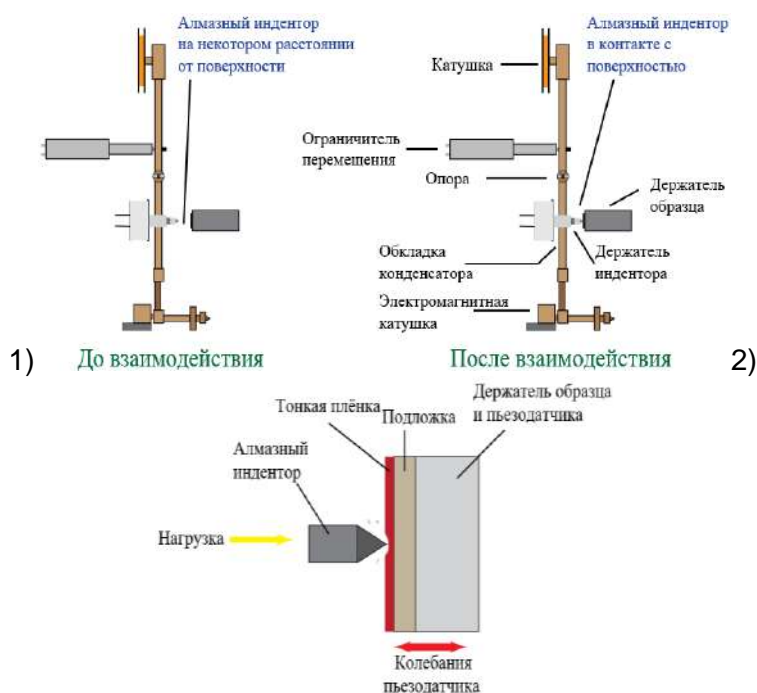


Рисунок 2- Принципиальная схема устройства (1) и работы (2) нанотвердомера NanoTest производства Micro Materials Ltd. (Великобритания).

Индентирование образцов осуществлялось при помощи нанотестера NanoTest 600 фирмы MicroMaterials (UK) (рис.2) с трёхгранной пирамидой Берковича, скорость нагрузки и разгрузки составляла 1 мН/с. При индентировании $\text{Ga}_2\text{O}_3/\text{c-Al}_2\text{O}_3$ использовался режим фиксации максимальной нагрузки, приложенной на индентор, значение критической нагрузки составляло 5 мН. При индентировании $\text{Ga}_2\text{O}_3/\text{m-Al}_2\text{O}_3$ использовался режим фиксации глубины погружения индентора в поверхность исследуемого материала, значение критической глубины составляло 100 нм, что соответствует 10 % толщины пленки. На рис. 3 изображены диаграммы нагружения и разгрузки при индентировании поверхности эпитаксиальных слоёв (-201) $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{c-Al}_2\text{O}_3$ и (10-10) $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{m-Al}_2\text{O}_3$ и, и поверхности (100) монокристалла $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$.

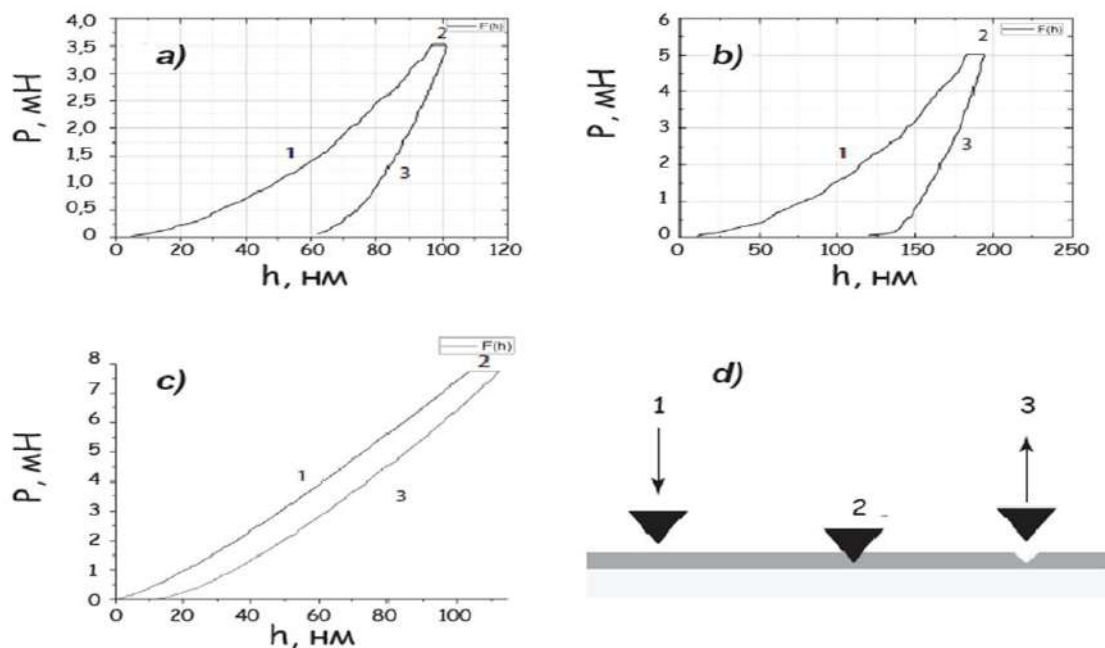


Рисунок 2- Зависимости нагрузки, приложенной на индентор (мН), от глубины проникновения индентора (нм) в эпитаксиальные слои (-201) $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ (a) и (10-10) $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ (b) и в поверхность (100) монокристалла $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ (c): 1 – нагрузка; 2 – выдержка под постоянной нагрузкой на индентор; 3 – разгрузка, (d) – схема эксперимента.

Таким образом, было проведено исследование механических свойств монокристаллов и эпитаксиальных слоёв оксида галлия. Результаты экспериментов по наноиндентированию отображены в таблице 1.

Таблица 1 - Данные о модуле Юнга и твёрдости для различных плоскостей кристаллов и плёнок Ga₂O₃.

	Эпитаксиальные слои		Объемные монокристаллы β-Ga ₂ O ₃		
	β-Ga ₂ O ₃ /c-Al ₂ O ₃ (-201)	α-Ga ₂ O ₃ /m-Al ₂ O ₃ (10-10)	(100)	[Tamura Corp. [6]] (101) (-201)	
Н, ГПа	12.0	17.0	8.9	9.7	12.5
Е, ГПа	225.0	300.0	234.0	230.0	230.0

ЛИТЕРАТУРА

- [1] S.I. Stepanov, V.I. Nikolaev, V.E. Bougrov, A.E. Romanov // Rev.Adv.Mater.Sci 44 (2016) 63.
- [2] A.C. Fischer-Cripps, Nanoindentation (Springer, Heidelberg, 2011).
- [3] W.C. Oliver, G.M. Pharr // Journal of Materials Research 6(7) (1992) 1564.
- [4] В.Н. Маслов, В.М. Крымов, М.Н. Блащенко, А.А. Головатенко, В.И. Николаев // Письма в ЖТФ 40(7) (2014) 56.
- [5] В.И. Николаев, А.И. Печников, С.И. Степанов, Ш.Ш. Шарофидинов, А.А. Головатенко, И.П. Никитина, А.Н. Смирнов, В.Е. Бугров, А.Е. Романов, П.Н. Брунков, Д.А. Кириленко // Физика и техника полупроводников 50(7) (2016) 997.
- [6] <https://www.tamura-ss.co.jp/en/gao/>

РЕЗУЛЬТАТЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ПРИ СЖАТИИ СОЛЯНЫХ ОБРАЗЦОВ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ КОНФИГУРАЦИИ

Шубина С.В., Паньков И.Л.

ПНИПУ, г. Пермь, Россия, s_v16@mail.ru

При разработке Верхнекамского месторождения калийных солей одной из основных, является задача оптимального сочетания безопасных условий ведения горных работ с максимальным извлечением полезных ископаемых. Одним из вариантов решения данной задачи является применение неравномерной выемки с оставлением целиков различной геометрической конфигурации. С целью оценки влияния конфигурации на устойчивость целиков проводилось физическое моделирование на соляных образцах различной формы изготовленных, из плоскопараллельных пластин, вырезанных из единого породного массива. Эксперименты проводились на гидравлическом прессе ToniNorm2041 развивающем максимальное усилие 5000 кН (рис.1). Эксперимент заключался в проведении испытаний на сжатие двух образцов разнесенных друг относительно друга, на расстояние 5÷10 см. В качестве сопоставления проводилась сжатие образцов прямоугольной формы. Согласно ГОСТ [2], количество образцов при сравнительных испытаниях должно обеспечивать относительную погрешность результатов их испытаний не более 10 % при надежности не ниже 0,95. Всего было произведено 48 испытаний.



Рисунок 1- Проведения испытаний на образцах различной геометрической конфигурации на прессе ToniNorm2041

При построении диаграмм деформирования при расчете предела прочности первоначально использовалась стандартная формула [1]:

$$\sigma = \frac{F}{S_0}, \quad (1)$$

где F - усилие развиваемое прессом, S_0 - исходное поперечное сечение образца.

В связи с тем, что в ряде случаев наблюдалось упрочнение горной породы при сжатии (рис. 2, кривая 1), происходящей в результате ее уплотнения и увеличения площади поперечного сечения образцов в процессе испытания, возникла сложность с определением предела прочности и соответствующей ему разрушающей деформации. Для сопоставления результатов, диаграммы корректировались, при этом, площадь поперечного сечения принималась не в виде константы, а в виде величины, увеличивающейся в процессе деформирования согласно формуле:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \left(1 - \frac{\Delta h}{h_0} \right), \quad (2)$$

где h_0 - исходная высота образца, Δh - смещение плит пресса в процессе испытания. Пример скорректированной диаграммы деформирования с использованием выражения (2) представлен на рис. 2, кривая 2.

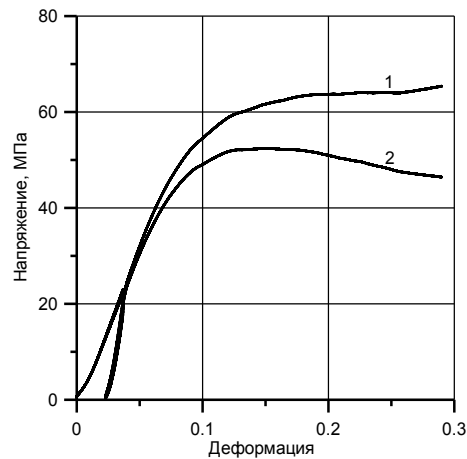


Рисунок 2- Характерный вид диаграмм деформирования по стандартной (1) и скорректированной (2) методикам расчета при сжатии соляных образцов различной геометрической конфигурации

По скорректированным диаграммам деформирования определялись прочностные показатели, используемые для проведения сравнительного анализа, результаты которого представлены на диаграммах (рис. 3).

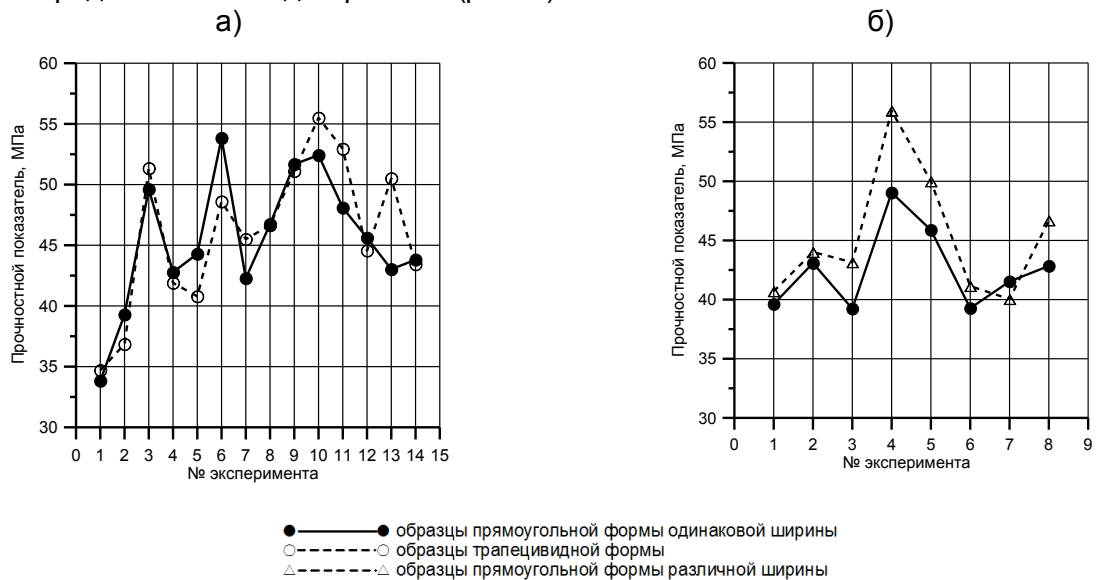


Рисунок 3 - Результаты сопоставительных испытаний образцов первой и второй серии: а - трапециевидной и прямоугольной формы; б - прямоугольной формы и прямоугольной формы различной ширины

Анализ результатов экспериментального определения предела прочности по скорректированным диаграммам деформирования, позволил установить, что в среднем для первой серии испытаний предел прочности прямоугольных образцов одинаковой ширины и образцов трапециевидной формы близки между собой (приблизительное отличие один процент). Для второй серии испытаний установлены повышенные прочностные показатели прямоугольных образцов различной ширины по сравнению с прямоугольными образцами одинаковой ширины (приблизительное отличие пять процентов). Таким образом, результаты проведенных исследований позволяют говорить о целесообразности применения неравномерной выемки с оставлением прямоугольных целиков различной ширины.

1. Барях А.А., Асанов В.А., Паньков И.Л. Физико-механические свойства соляных пород Верхнекамского калийного месторождения: учеб. пособие – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. – 199 с.
2. ГОСТ 21153.2-84. Породы горные. Методы определения предела прочности при одноосном сжатии.

**НОВЫЕ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ:
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ**

Викарчук А.А., Грызунова Н.Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

E-mail: gryzunova-natalja@yandex.ru

В настоящее время, наиболее опасными источниками заражения окружающей среды, являются сточные воды, образующиеся на нефтехимических предприятиях, аэропортах страны и полигонах захоронения твердых бытовых отходов.

Такие воды даже после стандартной очистки (механической, физико-химической, биологической) содержат токсические вещества (фенол, этиленгликоль, формальдегид, гексанол, стойкие органические соединения и др.) в концентрациях, превышающих предельно допустимые значения в десятки раз. Поэтому проблема доочистки сточных вод до нормативных требований с целью их повторного использования является актуальной.

Наиболее перспективными, энерго- и ресурсосберегающими, экологически чистыми и безопасными считаются мембранные и окислительно-деструктивные технологии очистки сточных вод, в частности мембранно-фотокаталитические, которые не создают вторичных отходов. Их внедрение в практику очистки загрязненных вод сдерживается отсутствием недорогих и эффективных каталитически активных, способных длительно работать без регенерации при комнатных температурах и атмосферном давлении. Разработке, исследованию и испытанию именно таких функциональных материалов (катализаторов, фотокатализаторов) на основе металлов, посвящена данная работа.

Известно [1-3], что каталитическая активность металлических материалов зависит от химического состава вещества, удельной поверхности материала, структуры и особенности морфологии поверхности кристаллов из которых состоит катализатор. Во многих работах показано [4,5], что увеличение поверхности катализатора за счет изменения размеров кристаллов, их формы на 400% увеличивает их каталитическую активность всего на 2%. В тоже время в ряде работ показано [1], что изменение огранки кристаллов, существенно влияет на их каталитическую активность.

Поэтому при создании новых каталитически активных металлических материалов нами используется концепция, основанная на идеи о том, что каталитическая активность металлических материалов определяется не только удельной поверхностью, но и сильно зависит от дефектной структуры, особенностей морфологии поверхности (числа вершин, граней, ступеней и др.) и специфической огранки кристаллов, из которых состоят катализаторы.

Используя принцип структурного соответствия катализатора с адсорбирующим веществом [1], нами экспериментально было показано, что грани {111} в медных кристаллах действительно обладают более высокой активностью по сравнению с гранью {100} [6,7]. На рисунке 1а показаны обычные (с ГЦК-решеткой) кристаллы меди, ограненные плоскостями {100} и {111}, на которых было проведено каталитическое восстановление нитробензола в анилин. Как видно после реакции грани кристалла типа {100} остаются пассивными (рис. 1 а), в то время как на кристаллографических плоскостях {111} и меди интенсивно образуются продукты окисления (рис. 1 а), что свидетельствует о высокой каталитической активности граней {111} в данном процессе. В других реакциях более активными могут быть другие грани [8,9]. Основываясь на вышеперечисленных идеях и положениях, нами созданы весьма

эффективные катализаторы на основе меди, имеющие дефектную структуру, развитую поверхность, специфическую огранку, проявляющие высокую каталитическую активность в процессах деструкции органических загрязнений, находящихся в воде.

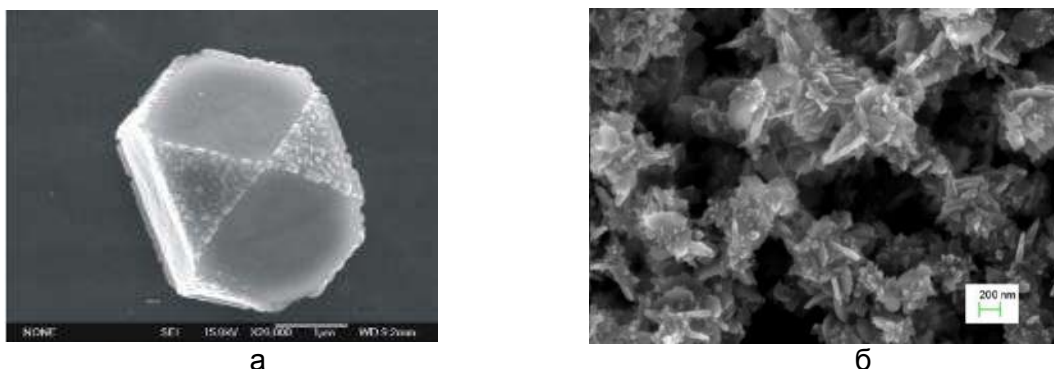


Рисунок 1- Продукты реакции на грани {111} кристалла меди после реакции синтеза анилина из нитробензола (а); микрофотография полученных микрочастиц ZnO до отжига (б)

Также нами были получены фотокатализаторы на основе частиц ZnO и исследовано влияние их дефектной структуры и полей напряжений от дефектов кристаллического строения на каталитическую активность. Порошки фотокатализатора из микрочастиц ZnO, со средним размером 570 нм создавали гидротермальным методом (рис. 1 б).

Полученные микрочастицы ZnO были охарактеризованы на предмет морфологии, размера, химического состава, кристаллической структуры, термодинамических и оптических свойств. Распределение по размерам микрочастиц было установлено методом лазерной дифракции (Sald 2300 Shimadzu), морфология - методом сканирующей электронной микроскопии (CarlZeissSigma, Германия), внутренняя структура - при помощи рентгеновской дифракции (Shimadzu XRD 7000, Япония), химический состав - методом рентгенофлуоресцентной спектрометрии (EDX 8000 Shimadzu), ширина запрещенной зоны микрочастиц была установлена методом диффузионного отражения при помощи спектрофотометра (UV-2600 Shimadzu).

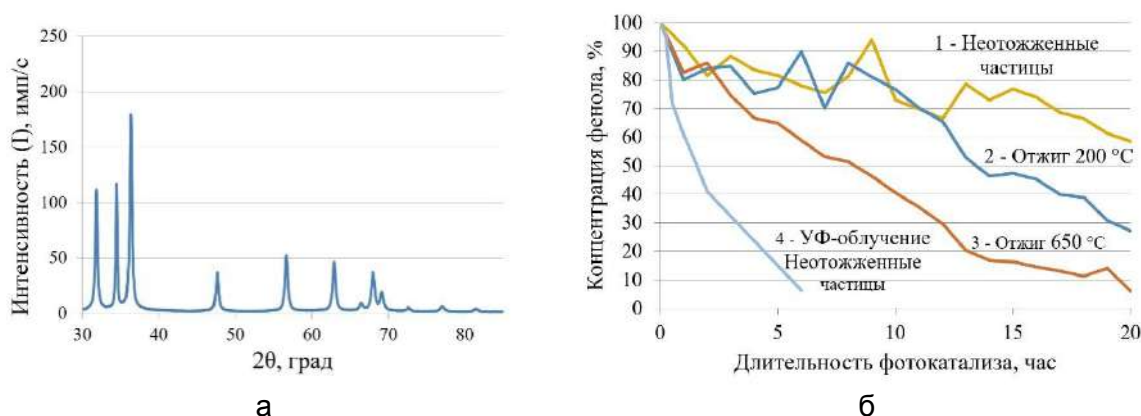


Рисунок 2 - Рентгенограмма (а) и разложение фенола под действием солнечного света (б)

Рентгеновский анализ образца показал (рис. 2 а), что кристаллическая решетка исходных образцов представляет собой оксид цинка в структуре вюрцита, пространственная группа P63mc. Области когерентного рассеяния варьировались от 50 до 125 нм, отношение параметров решетки $c/a=1,602$. Далее был осуществлен отжиг порошков при температурах 200°C, 650°C и 1000°C. Оптимальные температуры отжига определялись при помощи дифференциального калориметра.

Испытания на фотокаталитическую активность были проведены на примере реакции окисления фенола. Микрочастицы диспергировались в растворе при помощи ультразвука в количестве 1г/л. Результаты фотокаталитических исследований представлены на рисунке 2 б.

Исследования показали, что интенсивное разложение фенола происходит как под действием солнечного света, так и под действием ультрафиолетового излучения. Увеличение температуры отжига до 650°C привело к возрастанию фотокаталитической активности частиц (рис. 2 б). Отжиг при более высоких температурах способствовал рекристаллизации субструктуры, перераспределению дислокаций и снижению микроискажений и уменьшению фотокаталитической активности частиц.

В работе показано, что разработанные катализаторы и фотокатализаторы весьма эффективны и могут использоваться при очистке сточных вод промышленных предприятий загрязненных токсической органикой (в частности фенола). Преимущество созданных в рамках работы катализаторов состоит в том, что они активны по сравнению с аналогами, в сотни раз, а фотокатализаторы на основе оксидов металлов работают уже при видимом электромагнитном излучении.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, г/з №16.2314.2017/4.6.

Список литературы

1. Мишаков И.В. Введение в катализ [Текст]: учеб. пособие для учащихся ВУЗов / Мишаков И.В., Лихолобов В.А. – Новосибирск: изд-во НГУ, 2015. – 67 с.
2. В.В. Болдырев Управление химическими реакциями в твердой фазе // Соросовский образовательный журнал № 5, 1996. С. 49-55.37 из дисс.
3. В.И. Савченко, К.А. Дадаян, В.П. Иванов, Г.К. Боресков Изучение хемосорбции и взаимодействия кислорода и водорода на никеле // Проблемы кинетики и катализа, 17, 1978, С. 115.
4. Somorjai G. A.//The Physical Basis for Heterogeneous Catalysis.— N. Y.: Plenum-Press, 1975.— P. 395—410.
5. Ertl G., Koch J.//Catalysis: Proc. Fifth. Intern. Congr. on Catalysis.— Amsterdam etc.— 1973.— V. 2.— P. 969—979.
6. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Степанов С.В., Романов А.Е. Перспективные материалы с развитой поверхностью, предназначенные для очистки сточных вод промышленных предприятий // Материаловедение. 2017. № 9(246). С. 13-18.
7. Gryzunova, N.N., Denisova, A.G., Yasnikov, I.S., Vikarchuk, A.A. Preparation of materials with a developed surface by thermal treatment and chemical etching of electrodeposited icosahedral small copper particles // Russian Journal of Electrochemistry., 2015., Vol. 51, Issue 12., pp 1176-1179.
8. Li S., Scaranto J., Mavrikakis M. О структурной чувствительности разложения муравьиной кислоты на Сукатализаторах // Top Catal, 2016. –Vol. 59. –P.1580-1588.
9. Nakano H., Nakamura I., Fujitani T., Nakamura J. Structure-dependent kinetics for synthesis and decomposition of formates species over Cu (111) and Cu (110) model catalysts // J. Phys Chem B, 2001. – Vol. 105(7). – P.1355-1365.

ЭВОЛЮЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ С АНИЗОТРОПНОЙ СТРУКТУРОЙ

Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Денисова А.Г.
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
E-mail: gryzunova-natalja@yandex.ru

Области применения тонких металлических пленок, слоев и покрытий во многих случаях обуславливаются их морфологией поверхности. Например, известно [1-3], что именно геометрические и структурные особенности каталитических никелевых слоев и покрытий (толщина слоя, средний размер зерна, величина площади его поверхности и т. д.) определяют размерные и структурные характеристики синтезируемых на них углеродных наноматериалов — нанотрубок и графенов. В других исследованиях [4], показано, что получение никелевых волокон с развитой поверхностью позволяет их использовать в качестве электродной основы для химических источников тока. А в работах [5-7] описаны возможности получения никелевых покрытий состоящих одинаково ориентированных наноконусов без использования шаблона, которые обладают супергидрофобной поверхностью.

Такие микро- и наноструктурированные металлические поверхности могут использоваться в различных областях науки и техники, в частности в микроэлектронике, для создания солнечных элементов или в качестве катализаторов [8-10]. В ряде работ, было описано большое разнообразие применяемых технологий для производства металлических микро- или наноструктур, включая гальванопластику, лазерную обработку, химическое травление с использованием барьера для травления и др [11]. Однако эти технологии требуют продолжительного времени и значительных затрат на изготовление металлических микро- или наноструктур определенным образом ориентированных. Ранее в работе [12] мы уже обсуждали морфологические особенности строения нано- и микрокристаллов никеля с пентагональной симметрией, которые формируются в процессе электроосаждения при варьировании технологических параметров.

Настоящая же работа посвящена описанию основных условий, влияющих на анизотропию роста кристаллов никеля и формирование нано- и микроконусов в электролитическом покрытии во время электроосаждения на микросетки из нержавеющей стали.

В работе электроосаждение никеля проводилось в двухэлектродной электрохимической ячейке, а в качестве источника тока использовался потенциостат P150J фирмы Elins (Россия). Как правило, для нанесения никеля на поверхность стальных изделий, для улучшения адгезии осаждаемого металла на изделие, предварительно наносится тонкий слой меди, который в свою очередь играет роль подложки. В данной работе в качестве катода-подложки использовалась микросетка из нержавеющей стали марки 12X18H10 без предварительно нанесенного слоя меди, размером 1x1 см, диаметром проволоки 30 мкм и ячейками в плетении 40 мкм. Микросетка была предварительно очищена в ультразвуке, затем промыта в дистиллированной воде в течение 2 минут и высушена в струе горячего воздуха. В качестве анода использовалась никелевая пластина марки НПА-1 с размерами 3x4 см. Электролит для осаждения никеля состоял из 1.5 М NiSO₄·7H₂O (ЗАО «НПО Экрос», Россия) и 1,5 М CaCl₂ (ЗАО «Химреактив», Россия), рН электролита составлял 4,0±0,2.

Электроосаждение проводилось при плотности тока 30 мА/см² и температуре электролита 60°C, которая поддерживалась термостатом. Время электроосаждения увеличивали с шагом в 60с.

Исследование морфологии поверхности никелевых покрытий проводилось на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Carl Zeiss Sigma (Германия).

Эксперименты показали, что уже через 10 секунд после начала электроосаждения поверхность микросетки примерно на 80% покрылась монослоем кристаллов никеля, размеры которых в среднем составляли 50-70 нм. А через 60 с от начала электроосаждения, вся поверхность микросетки была покрыта монослоем кристаллов никеля, причем их размер в покрытии имел разброс примерно от 45 нм до 180 нм. Опытным путем установлено, что только через 120 с после начала электроосаждения формируется сплошное никелевое покрытие из кристаллов в виде конусов. Размеры основания конусов, при этом варьировались от 80 нм, до 500 нм. Высота таких конусов (за это время электрокристаллизации), достигала 300-500 нм. Причем четко выраженной огранки у них не наблюдалось.

На рисунке 1 показаны СЭМ изображения морфологии поверхности электролитического никеля через 600 с после начала электроосаждения, на которых можно наблюдать анизотропную структуру поверхности никеля.

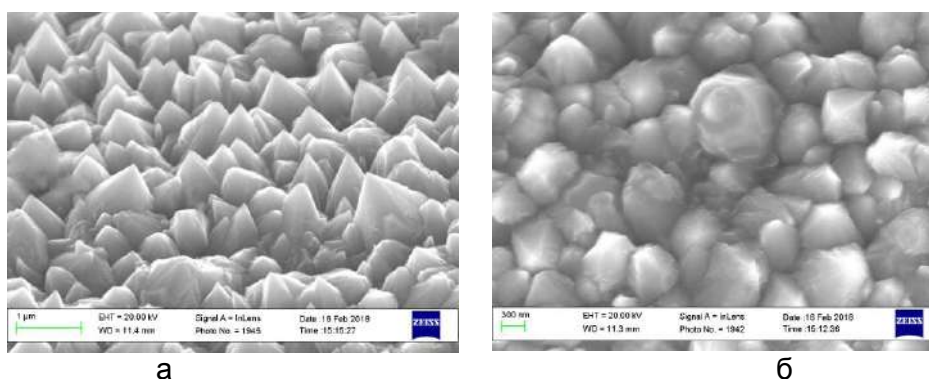


Рисунок 1- Морфология поверхности электролитического никеля через 600 с после начала электроосаждения

Полученные экспериментальные данные позволили предположить, что в течение первых секунд электроосаждения (при данной температуре электролита) происходит интенсивное образование трехмерных зародышей на поверхности микросетки, т.е. реализуется механизм зародышевого роста (Фольмера-Вебера), который характерен для слабой адгезии осаждаемого металла с подложкой. Однако сформировавшиеся зародыши и кристаллы из них имеют ограничения в росте, обусловленные ингибирующим действием CaCl_2 на поверхность никеля. Ингибирующее действие CaCl_2 связано с его адсорбционным взаимодействием с осаждаемым металлом. При этом хлорид кальция практически не адсорбируется на поверхности нержавеющей стали и поэтому становится энергетически выгодным образование новых трехмерных зародышей на поверхности микросетки, а не существенное разрастание уже сформировавшихся кристаллов никеля. По нашему мнению, именно по этой причине уже через 10-30 секунд мы наблюдаем на поверхности микросетки монослой кристаллов никеля, отсутствие конусов на их поверхности и не существенный разброс по размерам. Затем, когда поверхность микросетки полностью покрылась кристаллами никеля, происходит ингибирование роста определенных кристаллографических граней кристаллов никеля за счет молекул адсорбата. Авторы работ [5,6] называют этот процесс укупоркой. CaCl_2 адсорбируясь на поверхности грани (200) ограничивает рост кристаллов вдоль нее. Это явление способствует анизотропному росту электроосажденной структуры никеля вдоль кристаллографического направления [111] и приводит к образованию конусов на поверхности электроосажденного никеля.

Таким образом, в работе проанализированы результаты экспериментов эволюции формирования никелевых покрытий с анизотропной структурой. Показано, что при определенных режимах электроосаждения на микросетках из нержавеющей стали, без создания на ее поверхности подслоя из меди, можно получить никелевые покрытия, состоящие из конусов ориентированных вдоль направления [111].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-02-00517а

Список литературы

1. В.С. Протопопова, С.Е. Александров, А.П. Шаганов, С.В. Лесин Исследование морфологии никелевых слоев, полученных из бис-(этилциклопентадиенил) никеля // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Наука и образование 4' 2012. С. 116-121.
2. M. Chowalla, B.K. Teo, C. Ducati, N.L. Rupesinghe, and etc. Growth process conditions of vertically aligned carbon nanotubes using plasma enhanced chemical vapor deposition // J. Appl. Phys.,— 2001.— Vol. 90, № 10.— P. 5308–5317.
3. A.J. Pollard, R.R. Nair, S.N. Sabki, C.R. Staddon, and etc. Formation of Monolayer Graphene by Annealing Sacrificial Nickel Thin Films // J. Phys. Chem. C Letters.— 2009.— № 113(38).— P. 16565–16567.
4. Патент RU № 2475896 «Способ получения никелевой волоконной электродной основы с развитой поверхностью волокон для химических источников тока и полученная этим способом никелевая волоконная основа электрода» / Морозов М.В., Гильмутдинов А.Х., № 2011118218/07. Заявл. 05.05.2011, опублик. 20.02.2013.
5. Jae Min Lee, Kyung Kuk Jung, Sung Ho Lee, Jong Soo Koa, One-step fabrication of nickel nanocones by electrodeposition using $\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ as capping reagent // Applied Surface Science 369 (2016) 163–169.
6. Tao Hang, Ming Li, Qin Fei and Dali Mao Characterization of nickel nanocones routed by electrodeposition without any template // Nanotechnology 19 (2008) 035201 (5pp).
7. Tao Hang, Huiqin Ling, Anmin Hu, z and Ming Li Growth Mechanism and Field Emission Properties of Nickel Nanocones Array Fabricated by One-Step Electrodeposition // Journal of The Electrochemical Society, 157 _12_ D624-D627 _2010.
8. N. Bozorgan, M. Shafahi, Performance evaluation of nanofluids in solarenergy: a review of the recent literature, Micro Nano Syst. Lett. 3 (2015) 1–15.
9. J.M. Lee, S.H. Lee, J.S. Ko, Influence of open area ratio on microstructure shape in Cu–Ni alloy electrodeposition, Appl. Phys. A 118 (2015) 579–585.
10. X.G. Wen, Y.T. Xie, C.L. Choi, K.C. Wan, X.Y. Li, S.H. Yang, Copper-based nanowire materials: templated syntheses, characterizations, and applications, Langmuir 21 (2005) 4729–4737.
11. S.M. Lee, I.D. Jung, J.S. Ko, The effect of the surface wettability of nanoprotusions formed on network-type microstructures, J. Micromech. Microeng. 18 (2008) 125007.
12. Gryzunova N.N., Vikarchuk A.A., Shafeev M.R., Turkov M.N. Disclination nature of nano- and microcrystals with pentagonal symmetry formed during nickel electrodeposition // Russian Physics Journal. Vol. 59. No. 10. 2017. Pp. 1528-1531.

**ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЖЕСТКОСТИ ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ НА
ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ГЕОМАТЕРИАЛОВ**

Паньков И.Л., Безматерных М.Д.
ПНИПУ, г. Пермь, Россия, *marinka5657@mail.ru*

Геомеханическое обоснование безопасных условий разработки месторождений полезных ископаемых основано на достоверной информации о значениях механических показателей горных пород (геоматериалов), получаемых в ходе лабораторных исследований, осуществляемых на испытательном оборудовании, позволяющем проводить эксперименты при различных режимах и схемах нагружения. В тоже время, исходя из особенностей нагружения подземных конструкций в качестве основных, как правило, принимаются характеристики, полученные при испытаниях на прессе по схеме одноосного сжатия.

Определение деформационных показателей, основными из которых являются модули деформации (упругости) геоматериалов, получаемые на различных участках диаграммы нагружения, можно проводить двумя способами. Первый способ основан на применении контактных или бесконтактных датчиков деформации, фиксирующих смещение участка поверхности образца. Второй способ основан на непосредственном измерении перемещений, осуществляемом по траверсам пресса, согласно которому абсолютная деформация образца определяется по формуле:

$$u_{обр} = u_c - u_{ж}, \quad (1)$$

где u_c – общая деформация системы «пресс – образец»; $u_{ж}$ – деформация испытательного оборудования, обусловленная его жесткостью.

Особенности деформирования большинства горных пород (шелушение боковых поверхностей, интенсивное трещинообразование и динамическое разрушение образцов) может привести к недостоверным измерениям, а также выходу из строя измерительной системы, что не позволяет в полной мере использовать преимущества датчиков деформаций. При измерении деформаций вторым способом, основные сложности связаны с учетом жесткости испытательного оборудования. Большинство исследователей, занимающихся данным вопросом, принимают жесткость пресса как постоянную величину во всем интервале изменения действующей нагрузки [1, 2, 3]. При этом, взаимосвязь перемещения и нагрузки описывается уравнением (рис. 1, прямая 1):

$$u_{ж} = \frac{F}{K}, \quad (2)$$

где F – нагрузка; K – жесткость «идеального» пресса, не имеющего люфтовых смещений.

В тоже время, наличие люфтов в узлах испытательного оборудования приводит к появлению дополнительного смещения, обуславливающего нелинейную взаимосвязь между нагрузкой и перемещением, характерный вид которой показан на рис.1, (кривая 2). При этом диаграмма деформирования пресса с достаточно высокой степенью точности описывается уравнением вида:

$$F = K \frac{u_{ж}^2}{u_{ж} + u_{л}} \quad (3)$$

где $u_{л}$ – суммарная величина люфтовых смещений в узлах испытательного оборудования.

График уравнения (3) с увеличением нагрузки асимптотически приближается к линейной зависимости вида (рис.1, прямая 3):

$$F = K(u_{ж} - u_{л}). \quad (4)$$

Согласно уравнению (3) деформация прессы в зависимости от нагрузки, действующей на образец, определяется выражением:

$$u_{ж} = \frac{F + \sqrt{F^2 + 4KFu_{л}}}{2K}. \quad (5)$$

Учет влияния жесткости испытательного оборудования на деформационные показатели геоматериалов проводился с помощью линейной (2) и не линейной (5) зависимостей. Также, в качестве сопоставления, проводилось определение показателей без учета жесткости. Эксперименты на сжатие образцов геоматериалов проводились на электромеханических прессах Zwick/Z250 ($F_{max} = 250$ кН, $K = 140$ кН/мм, $u_{л} = 0,2$ мм) и Zwick/Z400 ($F_{max} = 400$ кН, $K = 320$ кН/мм, $u_{л} = 0,1$ мм). Определение механических показателей проводилось по кривым нагружения, построенных в координатах «напряжение (σ) – относительная деформация (ϵ)», по схеме, приведенной в работе [4], (рис. 2).

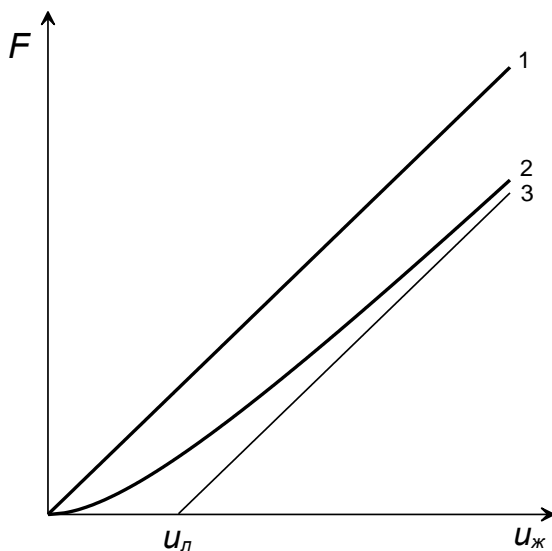


Рисунок 1 - Характерный вид линейной (1) и нелинейной (2) жесткости испытательного оборудования при определении абсолютной деформации образца

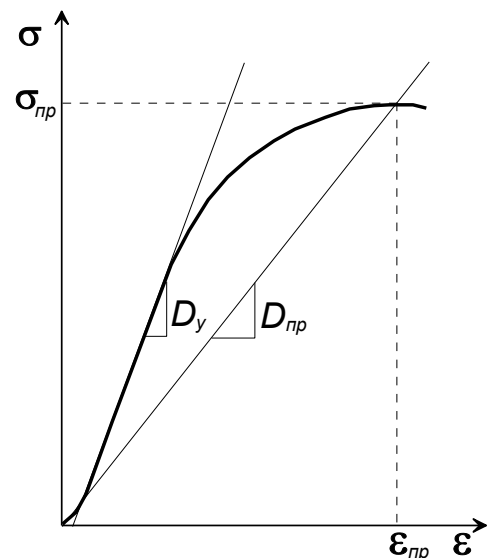


Рисунок 2 - Схема определения механических показателей геоматериалов

При сопоставительном анализе учитывался предел прочности ($\sigma_{пр}$), разрушающая деформация ($\epsilon_{пр}$), начальный модуль деформации (D_y) и предельный модуль деформации ($D_{пр}$). Результаты определений для различных типов горных пород приведены в табл. 1.

Таблица 1 - Результаты учета жесткости испытательного оборудования при определении деформационных показателей геоматериалов

Порода	Показатели деформирования									
	$\sigma_{пр},$ МПа	Без учета жесткости			Линейная жесткость			Нелинейная жесткость		
		$\epsilon_{пр},$ %	$D_y,$ ГПа	$D_{пр},$ ГПа	$\epsilon_{пр},$ %	$D_y,$ ГПа	$D_{пр},$ ГПа	$\epsilon_{пр},$ %	$D_y,$ ГПа	$D_{пр},$ ГПа
Андезитовый порфирит	12,7	0,98	3,0	1,3	0,91	3,5	1,4	0,85	4,2	1,5
Туф	14,8	0,57	3,3	2,6	0,49	4,1	3,0	0,43	4,7	3,4
Туффит	30,6	0,47	9,2	6,5	0,30	19,0	10,1	0,23	25,5	13,4
Сильвинит красный	33,6	7,31	0,8	0,5	5,97	1,2	0,6	5,65	1,3	0,6
Каменная соль	35,6	6,21	0,7	0,6	4,83	1,0	0,7	4,51	1,1	0,8
Скарн	120, 5	1,41	10,7	8,6	0,72	27,5	16,7	0,63	29,0	19,2
Брекчия	184, 7	1,59	12,7	11,6	0,55	45,3	33,6	0,45	47,9	40,6

Анализ результатов проведенных исследований показал, что при определении деформационных показателей геоматериалов необходимо учитывать влияние жесткости испытательного оборудования. Введение в расчет линейной жесткости позволяет скорректировать значения начального и предельного модуля деформации на 10–250 % по сравнению с результатами, полученные без учета жесткости пресса. В свою очередь, учет нелинейной жесткости позволяет еще на 5–35 % уточнить величины данных показателей. Это существенно увеличивает достоверность информации по физико-механическим характеристикам горных пород, использующихся при геомеханическом обосновании безопасных условий разработки месторождений полезных ископаемых.

Список литературы

1. Введение в механику скальных пород: Пер. с англ. / Под ред. Х. Бока. – М.: Мир, 1983. – 276 с.
2. Баклашов И.В. Геомеханика: Учебник для вузов. В 2 т. – М.: МГУ, 2004. – Т.1. Основы геомеханики. – 208 с.
3. Ставрогин А.Н., Тарасов Б.Г. Экспериментальная физика и механика горных пород. – СПб.: «Наука», 2001. – 343 с.
4. Барях А.А., Асанов В.А., Паньков И.Л. Физико-механические свойства соляных пород Верхнекамского калийного месторождения: учеб.пособие. – Пермь: Изд-во ПГТУ, 2008. – 199 с.

МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАГНИТОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ

¹Степович М.А., ^{2*}Шипко М.Н., ^{3*}Коровушкин В.В., ^{3**}Савченко Е.С.,
^{2**}Тихонов А.И., ^{2***}Корнев И.А.

¹ Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского,
Калуга, Россия, e-mail: m.stepovich@rambler.ru

² Ивановский государственный энергетический университет им. В.И. Ленина,
Иваново, Россия, e-mail: *michael-1946@mail.ru, **aitispu@mail.ru,
***kornevispu@gmail.com

³ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия: e-mail: *krvsch@mail.ru, **savchenkoelena@ya.ru

Ранее [1,2] показано, что импульсные электромагнитные воздействия могут приводить к существенным изменениям в структуре и свойствах твёрдых тел. В настоящей работе изложены некоторые результаты использования магнитоимпульсной обработки (МИО) для модификация свойств и структуры ферромагнитных материалов. Методами рентгеноспектрального микроанализа, мёссбауэровской спектроскопии, магнитометрии исследованы структура и магнитные свойства ферромагнитных материалов после их МИО. Объектами исследования служили упорядочивающиеся сплавы Fe-Si-Al (сендаст), магнетит Fe₃O₄, ферриты с гексагональной структурой (BaFe₁₂O₁₉ и SrFe₁₂O₁₉), монокристаллические плёнки Y₃Fe₅O₁₂, аморфные сплавы Fe-Si-B, Al-Fe-Ni, полиморфные модификации оксидов железа. МИО осуществляли в импульсном магнитном поле напряжённостью 10-30 кА/м с длительностью импульсов 0,1-0,2 с и интервалом между импульсами 1-2 с. Часть из полученных результатов экспериментальных исследований со ссылками на ранее опубликованные работы приведена в [3, 4], а результаты последних исследований – в работах [5-11]. В целом полученные результаты указывают на заметные изменения параметров мёссбауэровских спектров и физико-химических свойств исследованных ферромагнитных материалов. Такие изменения связаны с упорядочением атомов точечных и линейных дефектов, имеющих в ферромагнитных материалах. Наиболее отчётливо эти процессы прослеживаются для сплава Fe-Si-Al (сендаст) и магнетита, для которых наблюдается повышение порядка в расположении атомов Si и Al в объёмно-центрированной решётке сплава и ионов Fe³⁺ и Fe²⁺ в шпинельной структуре магнетита. Различная степень упорядочения катионов и вакансий способствует формированию модификации Fe₃O₄, свойственной низкотемпературному состоянию. Изменение структурных состояний материалов сопровождается повышением намагниченности насыщения, остаточной индукции, уменьшением коэрцитивной силы, что весьма важно для практического применения при производстве устройств нового поколения. В качестве примера результатов наших последних исследований в таблице приведены данные исследования магнитных характеристик образцов аморфной электротехнической стали до (0 импульсов) и после её МИО. Наиболее отчётливо влияние МИО прослеживается на значениях удельной намагниченности насыщения σ_s , коэффициента прямоугольности σ_r/σ_s и площади петли магнитного гистерезиса. Максимальное увеличение удельной намагниченности σ_s (на 30%), остаточной намагниченности σ_r (на 58%) наблюдается после воздействия 20 импульсами. После МИО регистрируются и наиболее высокие значения коэффициента прямоугольности петли магнитного гистерезиса, при этом её площадь и коэрцитивная сила практически не изменяются. Учитывая, что коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса может увеличиться за счёт изменения ориентации векторов спонтанной намагниченности микрообъёмов аморфного материала, можно предположить возможность изменения анизотропии фольги при её МИО. Такое предположение отвечает росту величины коэрцитивной силы H_c , вклад в которую вносит магнитоупругая анизотропия и анизотропия упорядоченных пар. Такие изменения могут быть связаны с изменением ближнего порядка в расположении магнитоактивных атомов, что отвечает результатам мёссбауэровских исследований образцов, выполненных при температурах 300K и 87K.

Таблица – Результаты исследования магнитных характеристик образцов аморфной электротехнической стали до (0 импульсов) и после её магнитоимпульсной обработки

Число импульсов	Удельная намагниченность насыщения σ_s , А×м ² /кг	Остаточная намагниченность σ_r , А×м ² /кг	Коэрцитивная сила H_c , кА/м	Площадь петли, А×м ² /кг	Отношение остаточной намагниченности к намагниченности насыщения σ_r/σ_s
0	130	10,60	2,3	1,3	0,079
10	134	10,62	2,3	1,3	0,079
20	168	16,77	2,5	1,3	0,1
30	154	11,02	2,8	1,7	0,072
50	140	12,76	2,3	2,2	0,091

По данным мёссбауэровской спектроскопии, наблюдаемая трансформация магнитных свойств сплавов связана с перестройкой их кристаллической структуры и появлением модификаций с более высоким уровнем магнитных свойств. Иницирующее влияние магнитного поля на такую перестройку обеспечивается понижением внутренних напряжений, изменением характера косвенного обменного взаимодействия, что способствует повышению намагниченности и уменьшению их коэрцитивной силы. Упорядочение атомов и формирование новых конфигураций ближнего порядка при МИО отчётливо прослеживается при исследовании аморфных сплавов Fe-Al-Ni, Fe-B-Si, ферритов-гранатов, физико-химические свойства которых могут достигать большого разнообразия, в результате изменения их ближнего порядка после МИО. В результате для аморфных сплавов после их МИО наблюдается появление дополнительных компонент мёссбауэровских спектров от атомов Fe, связанных с упорядочением сплава и изменением состояния магнитоактивных атомов. Это отчётливо проявляется на изменении вида и параметров петель магнитного гистерезиса после их МИО. Их изменения убедительно указывает на повышение уровня наведённой анизотропии, обусловленной упорядочением магнитно-активных атомов в процессе обработки. В свою очередь процесс перераспределения ионов Fe³⁺ между октаэдрическими узлами с различным искажением лигандного окружения в структуре феррита-граната и преимущественная локализация катионных вакансий в октаэдрах, для которых направление локального магнитного поля совпадает с направлением оси градиента электрического поля (ГЭП), способствует повышению намагниченности этих материалов. По данным мёссбауэровской спектроскопии, процесс магнитного упорядочения оказывает влияние на фонный спектр и, как следствие, на упругие параметры и физико-механические свойства магнитных материалов.

Полученные данные указывают, что причиной изменения физико-химических свойств и структурного состояния магнитных материалов при их МИО является воздействие магнитного поля на их спиновую систему. В результате ускоряются процессы перестройки структуры, обусловленные снятием спиновых запретов и понижением барьеров для движения линейных и точечных дефектов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований и правительства Ивановской области (проект № 18-43-370012) и гранта РФФИ и правительства Калужской области (проект № 18-42-400001).

Список литературы:

1. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы // Кристаллография. – 2003. – Т. 48, № 5. – С. 826-854.
2. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Электростимуляция магнитопластичности и магнитоупрочнения в кристаллах // Письма в ЖЭТФ. – 2008. – № 7. – С. 500-507.
3. Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Костишин В.Г., Староверов Б.А., Степович М.А. О некоторых результатах использования магнитоимпульсной обработки материалов для улучшения их магнитных характеристик // Материалы и структуры современной электроники: Сборник научных трудов VII международной научной конференции, посвящённой 50-летию кафедры физики полупроводников и наноэлектроники (12-13 октября 2016 г., г. Минск, Белорусский государственный университет) / Редкол.: В.Б. Оджаев (отв. ред.) [и др.]. – Минск: БГУ, 2016. – С. 310-313. <http://elib.bsu.by/handle/123456789/165781>
4. Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Степович М.А., Костишин В.Г. Экспериментальные исследования влияния слабых импульсных магнитных полей на свойства конденсированных сред // Перспективные материалы и технологии: Материалы международного симпозиума (22-26 мая 2017 г., г. Витебск, Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебский государственный технологический университет). – В 2-х ч. – Ч. 1 / Под ред. В.В. Рубаника. – Витебск: УО «ВГТУ», 2017. – С. 118-120.
5. Степович М.А., Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Костишин В.Г. О влиянии импульсов магнитного поля на структуру и свойства магнетита // Известия РАН. Серия физическая. – 2017. – Т. 81, № 8. – С. 1152-1156.
6. Stepovich M.A., Shipko M.N., Korovushkin V.V., Kostishin V.G. Effect of Magnetic Field Pulses on the Structure and Properties of Magnetite // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2017. – Vol. 81, no. 8. – P. 1037-1040.
7. Вирюс А.А., Каминская Т.П., Степович М.А., Коровушкин В.В., Шипко М.Н., Тихонов А.И., Попов В.В. Исследование локальных характеристик аморфной электротехнической стали // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2017. – № 10. – С. 52-55.
8. Virus A.A., Kaminskaya T.P., Stepovich M.A., Korovushkin V.V., Shipko M.N., Tikhonov A.I., and Popov V.V. Investigation of the Local Characteristics of Amorphous Electrical Steel // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2017. – Vol. 11, Issue 5. – P. 1046-1049.
9. Вирюс А.А., Шипко М.Н., Степович М.А., Коровушкин В.В. Комплексный микроанализ состава и структуры порошков гематита // Прикладная физика. – 2018. – № 1. – С. 63-68.
10. Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Костишин В.Г., Исаев И.М., Степович М.А., Савченко Е.С. Влияние магнитоимпульсной обработки на структуру и магнитные свойства ферритов // Известия РАН. Серия физическая. – 2018. – Т. 82, № 2. – С. 232-236.
11. Shipko M.N., Korovushkin V.V., Kostishin V.G., Isaev I.M., Stepovich M.A., and Savchenko E.S. Effect of Magnetic Pulse Processing on the Structure and Magnetic Properties of Ferrites // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2018. – Vol. 82, no. 2. – P. 203-207.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОЛЕЙ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ ЛАЗЕРОМ

Пермякова И.Е.

ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", Москва, Россия, inga_perm@mail.ru

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время лазерная обработка является весьма востребованной и перспективной технологией модификации структуры и свойств материалов [1]. В частности, лазерное облучение активно используется применительно к аморфным металлическим сплавам (АМС), обладающим уникальным комплексом физико-механических характеристик, которые во многом превосходят свойства их кристаллических аналогов [2]. Аморфное состояние весьма чувствительно к вариациям температуры. На начальных стадиях нагрева в АМС происходят процессы структурной релаксации, а при высоких температурах – протекают процессы кристаллизации. В результате лазерной обработки возможно:

- 1) повышать термическую стабильность АМС, смещая интервал кристаллизации в сторону более высоких температур;
- 2) изменять порядок фазообразования и тип кристаллизации;
- 3) формировать двухслойные аморфно-кристаллические структуры (композиты);
- 4) влиять на доменную структуру, и тем самым, снижать магнитные потери;
- 5) повышать прочность и твердость АМС.

Для того чтобы гарантировано получить требуемые свойства и структурные состояния в АМС при лазерной обработке, необходимо иметь целостное представление о взаимодействии лазерного излучения (ЛИ) с исследуемым материалом, изучить влияние режимов облучения и его параметров (мощность, энергия импульсов, длительность воздействия и т.д.) на отклик свойств и превращения в структуре.

Действие ЛИ на непрозрачные среды (металлы, сплавы) удовлетворительно можно описать тепловой моделью. Стадия нагрева является основной при исследованиях, а также при анализе технологических процессов, происходящих без разрушения материала.

Цель настоящей работы – осуществить компьютерный расчет в среде Mathcad характеристик теплового поля АМС при лазерном нагреве и сопоставить результатов численного моделирования с экспериментальными данными.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА РАСЧЕТОВ

При расчете, для ввода параметров лазерной обработки и теплофизических характеристик использовали следующие данные:

- в качестве объекта исследования выбраны образцы ленты АМС $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ размером 1×1 см, толщиной 30 мкм, полученной методом закалки из расплава. По данным ДСК температура кристаллизации АМС $T_{\text{cryst}} = 550$ °С.
- облучение АМС производилось эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером (Excimer laser CL-7100) с длиной волны 248 нм, длительностью импульса $\tau = 20$ нс. Количество импульсов варьировалось от 1 до 1000; энергия импульса составляла 150 мДж; плотность энергии – $0,6$ Дж/см²; частота следования задавалась 2 Гц.

Поглощение ЛИ твердым телом эквивалентно появлению источника тепла внутри или на поверхности материала. Его реакцию на действие источника можно найти, решая трехмерное уравнение теплопроводности:

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + B(x, y, z, t) \quad (1)$$

ρ – плотность, λ – теплопроводность, C – удельная теплоемкость материала, T – температура, B – функция распределения источников, x, y, z , – декартова система координат, связанная с облученным телом, t – время [3].

Для выбора расчетной модели проведена теплофизическая оценка на основе анализа исходных данных [2]. Определена толщина h прогреваемого слоя, т.е. зоны термического влияния, на которую распространяется нагрев за 1 импульс, по приближенной формуле:

$$h = 2 \sqrt{\frac{a\tau}{\pi}} \quad (2).$$

Эта толщина составляет 0,75 мкм. Поскольку расстояние, на которое распространяется тепловой фронт по поверхности или вглубь материала за время действия ЛИ значительно меньше радиуса фокального пятна и толщины ленты АМС ($h \ll r_n$), то в этом случае реализуется тепловая модель полубесконечного тела. Распределение интенсивности ЛИ по Гауссу позволяет, используя цилиндрическую симметрию источника ЛИ, получить точное решение тепловой двумерной задачи.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В результате взаимодействия ЛИ на поверхность АМС в них происходят структурные изменения. Особенности этих изменений обусловлены характеристиками возникающего температурного поля, такими как максимально достигнутые температура и скорости нагрева/охлаждения, распределение их по глубине зоны лазерного воздействия и т.д.

Для приближенного вычисления максимальной температуры нагрева поверхности при одном импульсе в центре облученной области в виде круга радиусом r (с учетом условия импульсного режима $r \gg \sqrt{a\tau}$) использовали уравнение:

$$T = T_0 + 2qA \frac{\sqrt{a\tau}}{\lambda\sqrt{\pi}}, \quad (3)$$

где T_0 – начальная температура образца, q – плотность мощности ЛИ, A – коэффициент поверхностного поглощения ЛИ АМС [4]. Из уравнения (3) $T_{\max} = 489$ °С.

В рамках работы проведен численный расчет распределения температуры по Z – толщине АМС и R – радиусу пятна при малых дозах облучения (рис. 1 а). Видно, что температура в облученной зоне лежит в диапазоне от 100 до 500 °С, что соответствует протеканию интенсивных процессов структурной релаксации в АМС.

В ходе расчетов температурного поля при больших дозах облучения (большого числа импульсов N) следует учитывать следующее: лазер, работающий в импульсном режиме, генерирует серию импульсов длительность τ при частоте следования f , после окончания очередного импульса материал начинает остывать, и, если выполняется условие

$$f < \frac{a}{30r^2}, \quad (4)$$

то накопление тепла от импульса к импульсу не происходит [4]. В нашем случае условие (4) при $f = 2$ Гц не выполняется. Таким образом, нельзя полагать, что результат расчета температуры зависит лишь от энергетических параметров отдельного импульса. При облучении исследуемого АМС постепенно идет накопление тепла от импульса к импульсу и проникновение нагрева вглубь.

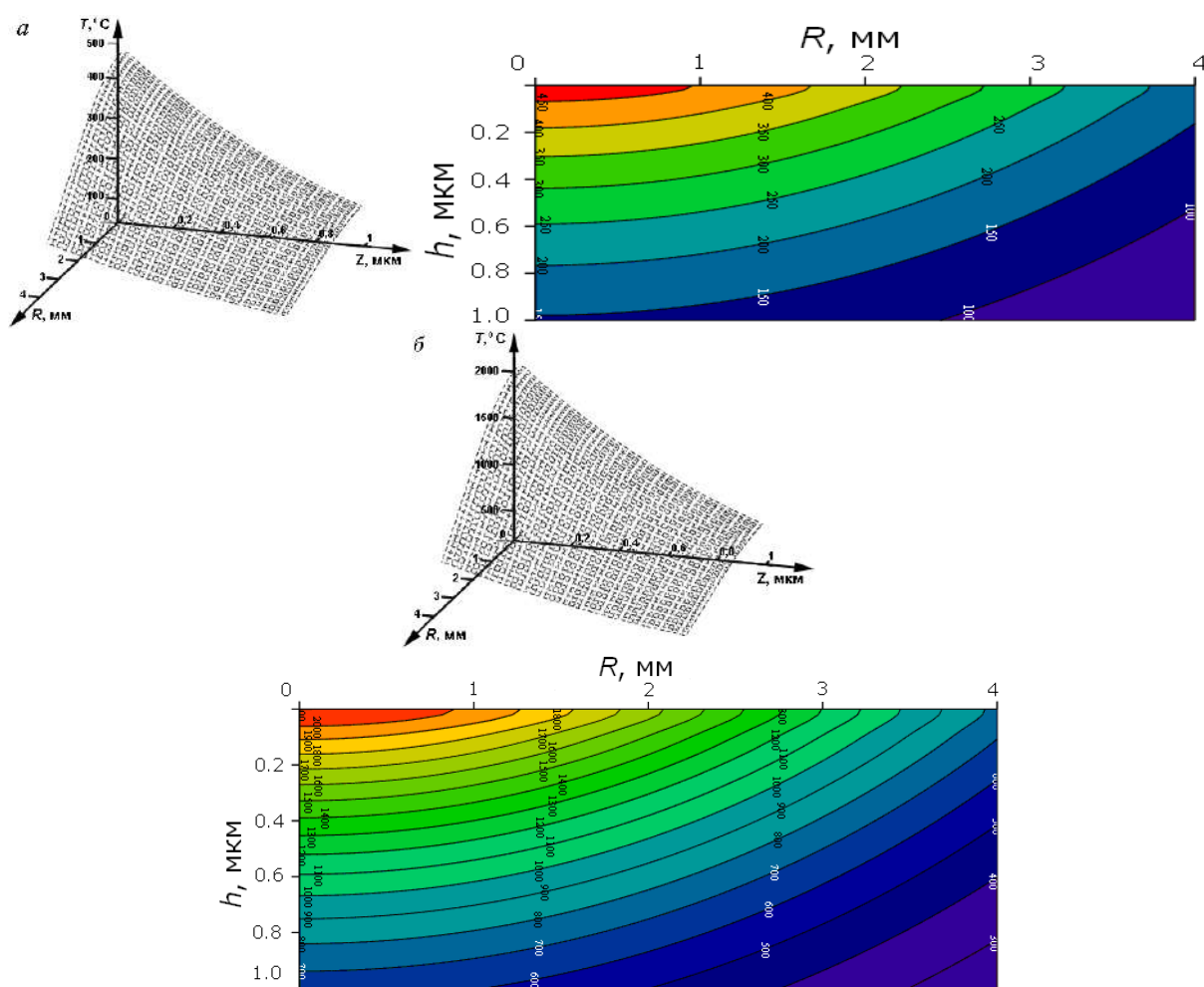


Рисунок 1 - Температурное поле в АМС, изотермы при 20 (а) и 900 импульсов (б).

Можно заключить, что со значительным увеличением N (от 300 импульсов и выше) в расчетах должна быть смена тепловой модели полубесконечного тела на модель для тонкой пластины. С учетом этого в результате моделирования получено, что при больших дозах облучения на поверхности достигаются плавильные температуры и температуры кристаллизации АМС (рис. 1 б).

Численный расчет показал сверхвысокие значения скоростей нагрева и охлаждения ($1 \times 10^{10} \text{ K/c} < \frac{\partial T(0, \tau)}{\partial t} < 3 \times 10^{10} \text{ K/c}$ и $-1,5 \times 10^9 \text{ K/c} < \frac{\partial T(0; 3\tau)}{\partial t} < -5 \times 10^8 \text{ K/c}$, соответственно) АМС (рис. 2). Такие скорости являются характерной чертой лазерной закалки [5], которую можно использовать для поверхностного термоупрочнения АМС, как это сделано в более ранней работе [6]: при лазерном облучении АМС $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ удалось добиться двухстадийного увеличения микротвердости на 20 %.

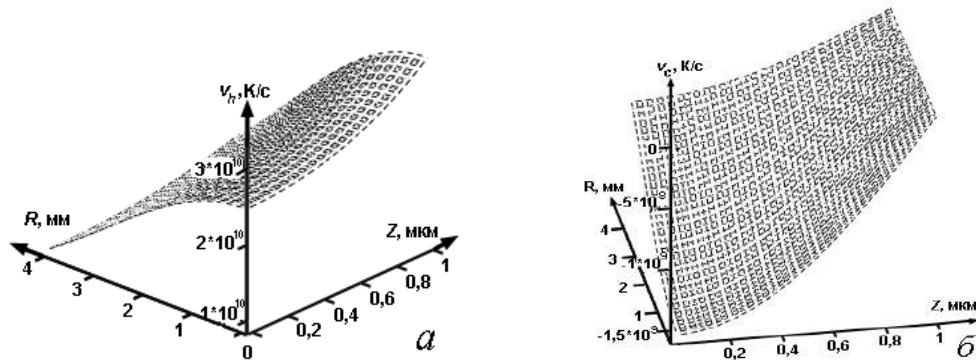


Рисунок 2 - Скорость нагрева (а) и охлаждения в момент времени $t = 3\tau$ (б).

Обратимся теперь к металлографическим исследованиям по наблюдению видоизменений рельефа и морфологии поверхности АМС после ЛИ, на основании которых установлено, что

– при малом количестве импульсов на облучаемой поверхности АМС нет визуальных следов термического воздействия;

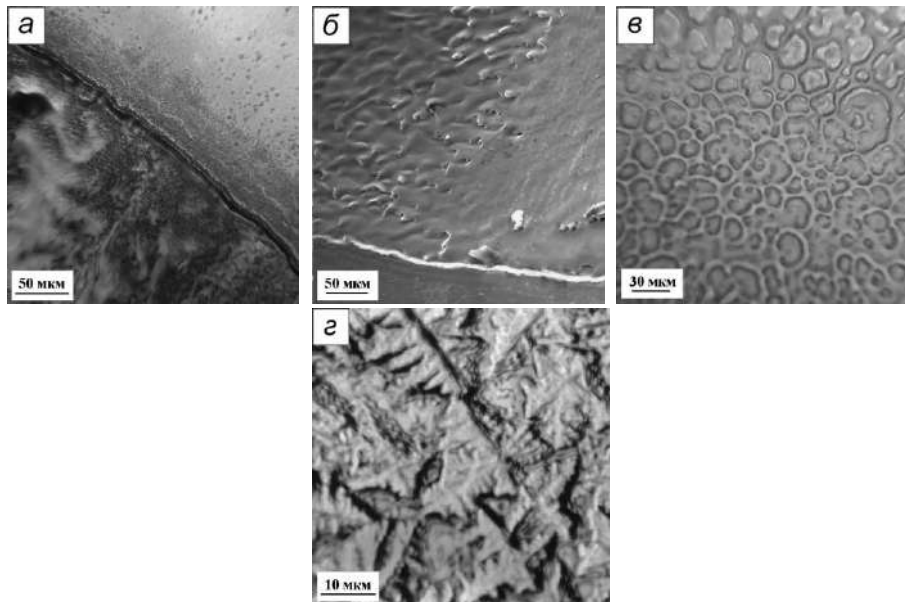


Рисунок 3 - Изменение морфология поверхностного слоя АМС, подвергнутого лазерной обработке при различной дозе облучения.

– при 400-800 импульсов появляются цвета побежалости (рис. 3 а), что является уже результатом нагрева верхнего слоя образцов, соответствующим температурам от 420 °С до 830 °С, если сопоставлять с цветами побежалости, наблюдаемые при обычном печном отжиге.

– свыше 800 импульсов появляются «индикаторы» значительного разогрева АМС, т.е. структуры поверхностного слоя, образованные после локального оплавления образцов, а именно брызги и лунки (рис. 3 б, в), а также участки с дендритами (рис. 3 г).

Таким образом, сопоставляя эти экспериментальные данные с результатами численного моделирования температурных полей, можно заключить удовлетворительное их согласование и соответствие.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные данные помогут более целенаправленно использовать лазерное воздействие при изготовлении композитов из АМС с необходимым составом структурных единиц и структурных параметров: выбирать основные характеристики лазерной установки (например, энергию, мощность, длительность импульса), осуществлять поиск оптимальных и альтернативных режимов её эксплуатации для необходимого лазерного технологического процесса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-02-00402"А").

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1]. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: Учебное пособие для вузов / Под ред. А.Г. Григорьянца. 2-е изд. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 664 с.
- [2]. Solodov A., Ochkov V. Differential models. An Introduction with Mathcad. – Berlin. Heidelberg. New York. Springer. 2004. – 232 p.
- [3]. Дьюли У. Лазерная технология и анализ материалов: пер. с англ. – М.: Мир, 1986. – 504 с.
- [4]. Вейко В.П., Шахно Е.А. Сборник задач по лазерным технологиям. Изд. 3-е испр. и дополн. – СПб.: СПбГУ ИТМО, 2007. – 67 с.
- [5]. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
- [6]. Пермякова И.Е., Глезер А.М., Иванов А.А., Шеляков А.В. Применение лазерного дизайна аморфных сплавов на основе железа и кобальта для создания аморфно – кристаллических композитов // Известия Высших Учебных Заведений. Физика. 2015. Т. 58. № 9. С. 115-122.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОЙ СТАЛИ

Иванов А.М., Лукин Е.С.

ФГБУН «Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова
СО РАН», Якутск, Россия, a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

Введение. Как известно, в инженерной практике используют макроскопические характеристики прочности (пределы текучести и прочности) и пластичности (относительное удлинение и сужение) [1]. Для полного понимания сопротивления деформированию и механических свойств металлических материалов необходимы данные о микромеханизмах данного процесса. Задача установления взаимосвязи между микроскопическим и макроскопическим аспектами процесса деформирования актуальна и по настоящее время. Анализ диаграмм деформирования позволяет судить о закономерностях, особенностях деформирования материалов. По диаграммам деформирования определяют механические характеристики материалов. При понижении температуры испытания образцов напряжение, необходимое для преодоления дислокациями препятствий в кристаллической решетке, возрастает, что влияет на характеристики деформации и разрушения металлических материалов [2].

В работе рассматриваются диаграммы деформирования низкоуглеродистой стали СтЗсп в различных состояниях (в состоянии поставки, после экструзии, равноканального углового прессования (РКУП), а также после РКУП и экструзии), полученные при комнатной и отрицательной температуре.

Материал и методика эксперимента. Исследовалась конструкционная низкоуглеродистая сталь СтЗсп следующего состава, %: 0,18 С, 0,23 Si, 0,60 Mn, 0,01 Cr, $\leq 0,003$ Ni, 0,01 P, 0,01 S, 0,05 Cu, 0,05 Al, остальное Fe. Химический анализ проведен на атомно-эмиссионном спектрометре «Foundry-Master» фирмы «Worldwide Analytical Systems AG (WASAG, Германия)».

Размеры заготовок следующие: $\varnothing 12 \times 40$ мм для экструзии и $\varnothing 19,7 \times 100$ мм для РКУП. Для реализации режима «РКУП + экструзия», вначале проводилось РКУ-прессование, затем из выпрессованной заготовки изготавливалась заготовка для экструзии. Технологическая обработка заготовок во всех случаях осуществлялась с помощью гидравлического пресса ПСУ-125 с максимальным усилием 1250 кН. Все операции выполнялись в один проход при температуре 673 К. Заготовка предварительно прогревается в муфельной печи до температуры 673 К, после чего она помещается в технологическую оснастку, нагретую до 673 К с помощью накидной печи. Для уменьшения трения поверхности заготовки об стенки канала матрицы использовалась технологическая смазка «РОСОЙЛ-АНГЕЛИНА» с добавками чешуйчатого графита.

Механические испытания образцов на одноосное растяжение были выполнены при комнатной температуре и температуре 213 К на разрывной машине фирмы UTS TestSysteme GmbH (Lammerweg 29.D-89079 Ulm) модели UTS 20k (Германия) при постоянной скорости нагружения, равной $\approx 3,33 \cdot 10^{-5}$ м·с⁻¹.

Результаты исследований. Полученные результаты по характеристикам прочности стали СтЗсп в различных состояниях представлены в таблице. В результате экструзии предел текучести σ_T повысился в 2,4 раза, предел прочности σ_B – в 1,8 раз. РКУП и РКУП с экструзией дали следующее повышение: при РКУП – σ_T в 2,3 раза, σ_B в 1,7 раз; при РКУП и экструзии – σ_T в 2,5 раз, σ_B в 1,8 раз. Как видно, при экструзии и РКУП получают сопоставимые значения предела текучести, а предел прочности экструдированной стали незначительно превышает σ_B стали, подвергнутой РКУП. В то

же время, комбинация РКУП и экструзии незначительно повышает σ_T по отношению к экструзии и РКУП, взятых каждый в отдельности. Предел прочности в случае «РКУП+экструзия» практически равен σ_B , достигнутой в результате экструзии, но превышает значение данной характеристики для стали, подвергнутой РКУП.

На рисунках 1 и 2 в качестве примера представлены графики деформирования некоторых образцов из стали СтЗсп в различных состояниях при температуре испытаний 293 и 213 К. Упрочнение стали в исходном состоянии сопровождается понижением её пластичности (рис. 1). Различие в пластичности упрочненной по трем использованным режимам обработки небольшое, в пределах 7-10 %. Из представленных данных следует, что деформационная обработка значительно повышает прочность и понижает пластичность стали СтЗсп, но вместе с тем, для рассмотренных схем деформационной обработки при однопроходных режимах получена сопоставимая пластичность.

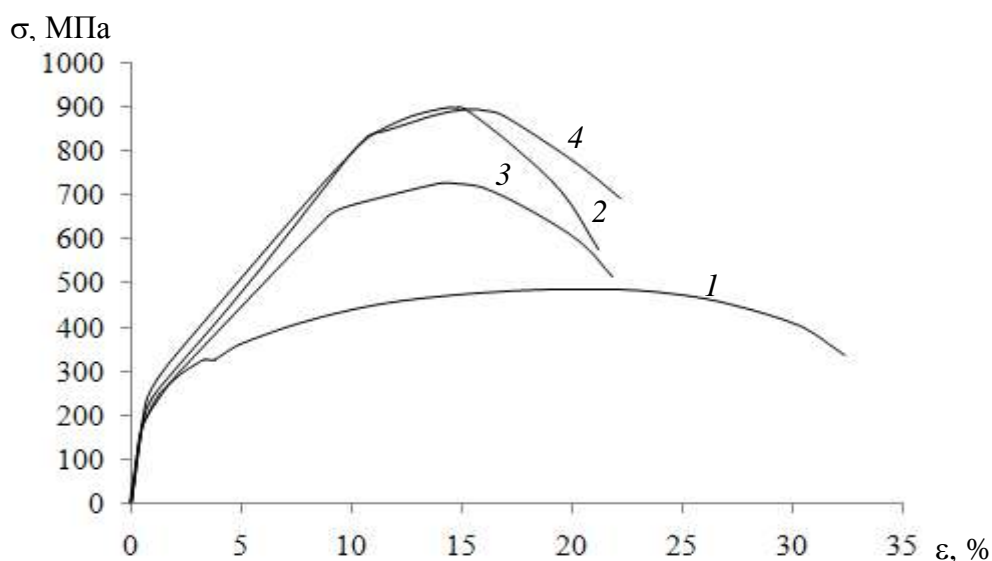


Рисунок 1 - Диаграммы деформирования стали СтЗсп при температуре 293 К:
 1 – исходное состояние; 2 – после экструзии; 3 – после РКУП;
 4 – после РКУП + экструзии.

Таблица – Характеристики прочности стали СтЗсп

№	Состояние стали	σ_T , МПа	σ_B , МПа
Температура испытания: 293 К			
1	Исходное состояние – состояние поставки	324	483,5
2	Экструзия, 673 К, n=1	763	873
3	РКУП, 673 К, n=1	753,5	806,5
4	РКУП, 673 К, n=1 + экструзия, 673 К, n=1	818	864,5
Температура испытания: 213 К			
5	Состояние поставки – состояние поставки	369,5	547
6	Экструзия, 673 К, n=1	790,5	880
7	РКУП, 673 К, n=1	773	843,5
8	РКУП, 673 К, n=1 + экструзия, 673 К, n=1	854	910,5

Понижение температуры испытания до 213 К сказывается на некотором повышении σ_T и σ_B для стали в исходном состоянии, а для упрочненной разными

способами стали понижение температуры на изменение этих характеристик практически не сказывается (табл., рис. 2).

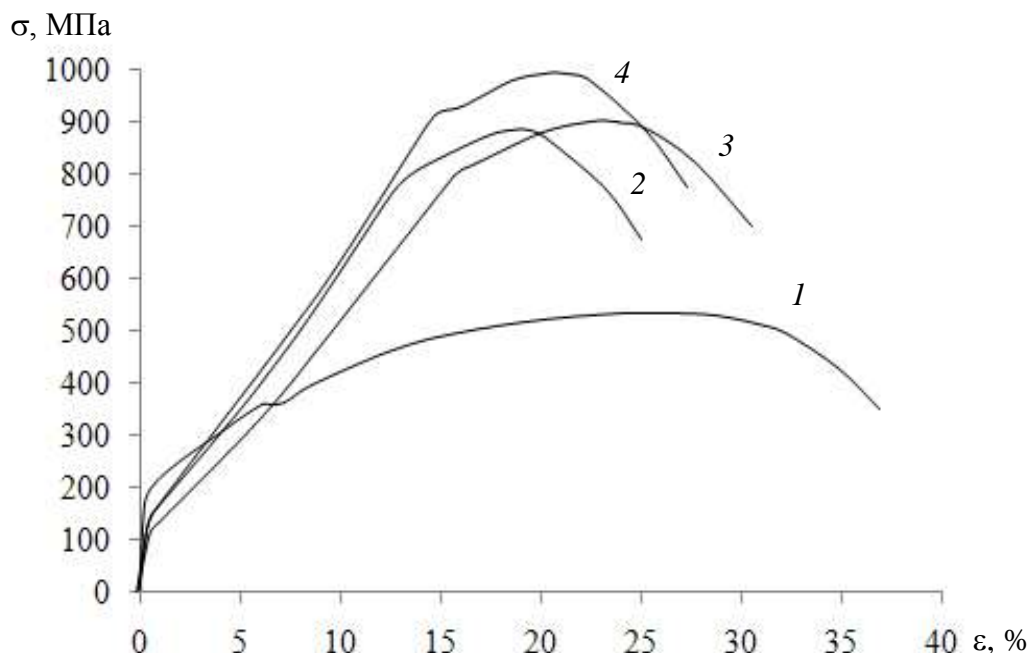


Рисунок 2- Диаграммы деформирования стали Ст3сп при температуре 213 К:
 1 – исходное состояние; 2 – после экструзии; 3 – после РКУП;
 4 – после РКУП + экструзии.

Показано повышение относительного остаточного удлинения образцов из Ст3сп при понижении температуры испытаний за исключением случая экструзии.

Заключение. Таким образом, в рассматриваемом диапазоне температуры испытаний прочностные характеристики упрочненной стали Ст3сп являются параметрами, малочувствительными к снижению температуры, тогда как наблюдается изменение пластичности за исключением экструзии.

Анализ условных кривых деформирования образцов из Ст3сп в различных состояниях и температурах испытания, отражающих кинетику и стадийность деформирования образцов, на рис. 1 и рис. 2, а также данных в таблице показал, что такие характеристики, как равномерное и полное удлинение стали, обработанной посредством РКУП и РКУП с экструзией, при температуре испытания 213 К выше, чем в случае испытания при комнатной температуре.

Исследование выполнено в рамках научного проекта № III.28.1.1 по программе III.28.1 СО РАН.

Литература

1. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
2. Вигли Д.А. Механические свойства материалов при низких температурах. М.: Мир, 1974. 374 с.

ВЛИЯНИЕ ВЯЗКОСТИ НА ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ГИСТЕРЕЗИС В РАЗЛИЧНЫХ МОДЕЛЯХ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

¹Белошапка В. Я., ²Платков В. Я., ¹Пименов Д. А.

¹Бердянский государственный педагогический университет, Бердянск, Украина.

²Харьковский национальный экономический университет, Харьков, Украина.
belvj@ukr.net

В работе выполнен сравнительный анализ влияния вязкости на амплитудно-зависимое внутреннее трение (АЗВТ) для двух наиболее известных видов моделей дислокационного гистерезиса (ДГ). В моделях первого типа (струнная модель Гранато–Люке (модель Г-Л)) ДГ обусловлен преодолением дислокацией слабых закрепляющих центров, расположенных только вдоль исходного положения дислокации. Концы дислокационной петли (ДП) при этом жестко фиксированы. В моделях второго типа - дислокационная петля с жестко фиксированными концами преодолевает слабые закрепляющие центры, расположенные случайным образом по всей плоскости скольжения (модели трения). Анализ проводился в рамках приближения линейного натяжения при безактивационном отрыве дислокаций от слабых центров в широком интервале изменения коэффициента демпфирования и частоты внешнеприложенного напряжения. Решение уравнения динамики дислокационной петли численными методами позволило анализировать следующие зависимости:

- амплитудные зависимости декремента δ и дефекта модуля упругости $\Delta G/G$;
- зависимость средней дислокационной деформации ϵ от напряжения σ ;
- зависимость мощности, рассеиваемой дислокационной петлей, от напряжения σ ;

- зависимость формы ДП $u(x)$ и скорости ее участков $v(x)$ от времени и σ .

Для анализа влияния вязкости и частоты на ДГ вводились нормированные безразмерные параметры: нормированная вязкость γ и частота Ω . Выражения для них имели следующий вид: $\gamma = BL_N/[4(AC)^{1/2}]$; $\Omega = \omega L_N(A/C)^{1/2}$, где L_N – длина дислокационной петли, A - линейная плотность эффективной массы, C - линейное натяжение, ω - частота приложенного напряжения, B - коэффициент демпфирования. Выполненный анализ свидетельствует, что для указанных моделей ДГ механизмы влияния вязкости на АЗВТ существенно разнятся. Для модели Г-Л все амплитудные зависимости δ и $\Delta G/G$, полученные при различных $\omega(\Omega)$ и $B(\gamma)$, всегда совпадают при условии $\omega B = \text{const}$ ($\gamma \Omega = \text{const}$). Роль вязкости сводится к изменению степени задемпфированности дислокационной петли, характер дислокационного гистерезиса с ростом $\gamma \Omega$ теряет статические и приобретает динамические черты. Во всем интервале значений (ωB) характер преодоления слабых центров закрепления остается квазистатическим. Для статического гистерезиса при прохождении дислокацией линии с центрами закрепления ее скорость $v_d \approx 0$. Для динамического гистерезиса значения v_d достаточны для инерционного преодоления центров, но вследствие искажения формы ДП она оказывается закрепленной только несколькими центрами. Для модели трения характер влияния B и ω на дислокационный гистерезис оказывается более сложным. Динамика дислокации изменяется как вследствие изменения задемпфированности так и проявления инерционного эффекта. Кривые АЗВТ при условии $\omega B = \text{const}$ не совпадают. Инерционный характер преодоления дислокацией центров закрепления проявляется при всех степенях задемпфированности. В области статического гистерезиса, для которого петля гистерезиса носит скачкообразный характер, с ростом B декремент увеличивается. Для динамического гистерезиса в области задемпфированного резонанса с ростом B декремент убывает.

ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЛЕСНЫХ КУЛЬТУР В БЕЛАРУСИ

Копытков В.В.

ГНУ «Институт леса НАН Беларуси», Гомель, Беларусь, *korvo@mail.ru*

Композиционные полимерные материалы находят все более широкое применение в народном хозяйстве. В лесном хозяйстве Беларуси они могут быть широко использованы при создании лесных культур на землях с различной плотностью радиоактивного загрязнения [1, 2].

Во многих странах посадка леса происходит на низкоплодородных землях. Защита корневых систем растений от иссушения путем обработки их композиционными полимерными материалами позволяет вносить необходимые элементы питания и стимуляторы роста непосредственно в доступную для корневых систем растений зону, что обеспечивает лучшее развитие растений в первый вегетационный период.

При отработке технологии совмещения компонентов пленкообразующего состава сначала смешиваются в водной среде компоненты при постепенно нарастающей концентрации, затем отрабатывается последовательность введения каждого компонента в общую смесь. Последовательность введения компонентов представляет собой «ноу-хау» по полученным авторским свидетельствам и патентам [3, 4].

Существенным признаком полимерного композиционного материала является макронеоднородность, которая выражается в том, что объемы материала с одинаковой физико-химической структурой имеют макроскопические размеры. Применять «чистые» полимеры не рационально по технико-экономическим критериям. Одним из основных свойств полимерных материалов является способность удерживать воду в объемах, в десятки и сотни раз превышающих объем полимера в сухом виде.

Изучение структуры композиционных полимерных препаратов для защиты корневых систем растений от иссушения проводили методом ИК спектроскопии на спектрофотометре «Nicolet 2400». Оптическую плотность характеризовали интенсивностью поглощения (D), которую определяли методом базовой линии. В качестве характеристических полос использовали полосу 3350 см^{-1} , которую можно отнести к внутримолекулярным водородным связям, и полосы 3405 и 3305 см^{-1} , относящиеся к межмолекулярным водородным связям [5].

Сравнительный анализ изменений основных свойств покрытий с использованием шкалы оценок долговечности по данным профессора Корецкой Л.С. показал, что ускоренные испытания по этим режимам с достаточной степенью достоверности позволяют оценить долговечность покрытий в атмосферных условиях.

Определение влагоудерживающей способности проводили весовым методом на аналитических весах ВЛР-200 второго класса точности [6].

Важным этапом исследований является выбор оптимальных концентраций водорастворимых полимеров и целевых добавок для защиты корневых систем сеянцев от иссушения. Концентрация композиционных полимерных составов может оказывать влияние на условную вязкость раствора, что существенно изменяет технологию обработки корневых систем сеянцев. При увеличении концентрации водного раствора НаКМЦ до 10 мас.% условная вязкость возрастает, что затрудняет погружение корневых систем не только в пучках, но и отдельных растений. Композиционный полимерный состав на поверхности корневых систем растений способен адсорбировать почвенную

влагу и увеличиваться в объеме в 8-10 раз, что обеспечивает высокую приживаемость семян на лесокультурной площади.

Исследуемые композиционные полимерные составы в значительной степени способствуют увеличению прочностных показателей корневых систем растений. У необработанных семян диаметром менее 1 мм разрывное усилие составляет около 10 Н. Прочностные показатели семян, обработанных торфо-глинистой смесью, отличаются незначительно. Наибольшее разрывное усилие зафиксировано при обработке корней композиционным составом «Корпансил» – в зависимости от диаметра корней прочностные показатели превышают показатели необработанных семян в 5-10 раз (рисунок).

При хранении семян в течение двух дней наблюдается высокая приживаемость создаваемых лесных культур (95-99%); при увеличении сроков хранения семян приживаемость культур снижается до 71-76%. Приживаемость сосновых культур с использованием кассет и композиционного полимерного состава «Корпансил» после 25 дней хранения семян сосны обыкновенной повысилась на 35% по сравнению с хранением семян в прикопке.

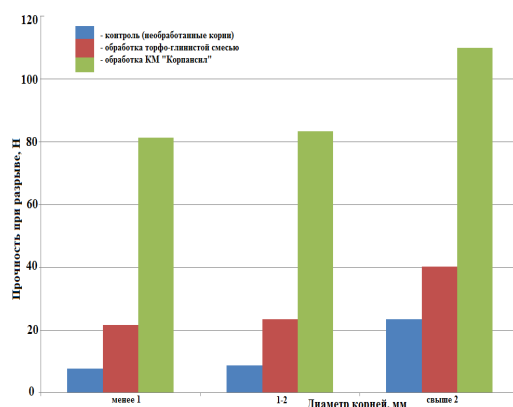


Рисунок – Влияние композиционного полимерного состава на прочность при разрыве корневых систем семян сосны обыкновенной

Обработка корневых систем семян композиционным полимерным составом «Корпансил» с последующей укладкой их в полимерные кассеты или ящики позволяет продлить срок посадки лесных культур на 25-30 дней. Кроме того, это позволяет уменьшить количество механических повреждений корневых систем семян сосны обыкновенной в период от выкопки посадочного материала до посадки его на лесокультурную площадь. Это обеспечивается путем исключения двукратной прикопки и выкопки семян в питомнике и на лесокультурной площади.

Дальнейшее увеличение концентраций водорастворимых полимеров приводит к резкому увеличению вязкости, и как следствие, ухудшению технологичности обработки корневых систем семян хвойных пород. Изменение концентраций натриевой соли карбоксиметилцеллюлозы до 3 мас.%; полиакриламид до 0,15 мас.% не приводит к заметному увеличению влагоудерживающей способности покрытий, получаемых на их основе, а сам диапазон их значений находится в доверительном интервале.

Оптимальные концентрации полимерных пленкообразующих компонентов определялись в процессе обработки корневых систем семян хвойных пород водными растворами NaКМЦ и ПАА различных концентраций от 3 до 10 мас.%. 10%-ные концентрации пленкообразующих компонентов были использованы только в варианте с NaКМЦ, т. к. были определенные технологические трудности формирования пленки покрытия из-за большой вязкости. После обработки корневых

систем семян хвойных пород композиционным полимерным составом (КПС) происходит замедление скорости испарения влаги корневыми системами.

Влияние природы пленкообразователя концентрацией 5 мас.% на потерю массы конвыми системами семян сосны обыкновенной можно описать уравнениями:

корневые системы семян сосны без обработки:

$$y = 10,133 \cdot \ln(x) + 12,364$$

корневые системы семян сосны обработанные NaKMЦ:

$$y = 7,372 \cdot \ln(x) + 14,258$$

корневые системы семян сосны обработанные ПАА:

$$y = 3,000 \cdot \ln(x) + 9,741$$

Проведенные исследования показывают, что при обработке композиционным полимерным составом однолетних семян сосны обыкновенной через 72 часа после начала эксперимента потеря воды на 15% меньше по сравнению с контролем (необработанные корневые системы композиционным полимерным составом). При обработке корневых систем ели европейской композиционным полимерным составом потери воды снижены на 17%, а при обработке лиственницы европейской – на 18%.

На потерю влаги влияет не только обработка корневых систем, но и вид посадочного материала, который обрабатывается. Наибольшая потеря воды корневыми системами наблюдается у лиственницы европейской, наименьшая – у сосны обыкновенной. На наш взгляд это связано не только с испарением влаги, но и со скоростью потребления ее сеянцами. Этот вывод подтверждает и аналогичная закономерность для обработанных корневых систем семян хвойных пород. Потеря влаги корневыми системами интенсивно происходит в первые 6-8 часов. Количество влаги за такой промежуток времени падает в корневых системах в 8,7 раз. В дальнейшем падение становится плавным и за следующие 64 часа количество влаги в корневых системах семян хвойных пород падает только в 1,5 раза.

Таким образом, проведенные исследования позволили разработать новый композиционный материал для создания лесных культур, который способствует повышению приживаемости растений за счет увеличения прочности корневых систем и снижения повреждаемости при посадке леса.

Исследование выполнено при финансовой поддержке БРФФИ в рамках научного проекта №Б17МНГ-001

Литература

- 1 Родин, А.Р. Перспективы использования полимеров в лесокультурном производстве / А.Р. Родин // Лесное хозяйство. – 1990. – № 12. – С. 11-15.
- 2 Копытков, В.В. Композиционные полимерные материалы при лесовыращивании / В.В. Копытков. – Мн.: Издательский дом «Белорусская наука», 2008. – 304 с.
- 3 Копытков, В.В. Современные технологии и агротехнические приемы по выращиванию, хранению и транспортировке посадочного материала с использованием композиционных полимерных составов / В.В. Копытков; Академия управления при Президенте Республики Беларусь. – Мн., 2007. – 147 с.
- 4 Состав для защиты корневой системы растений от иссушения: пат. 9928 Респ. Беларусь, МПК А 01 G 7/06. / Копытков В.В., Корецкая Л.С., Копытков В.В.; заявитель Институт леса НАН Беларуси; заявл. 21.01.05; опубл. 30.08.06 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2007. – № 4(51). – С. 5-6.
- 5 Архипенко, В.И. Спектроскопия плазмы и природных объектов / В.И. Архипенко, В.С. Буракова, А.Ф. Чернявский. – Минск: Беларус. наука, 2007. – 488 с.
- 6 Материалы лакокрасочные. Метод определения эластичности при изгибе: ГОСТ 6806–73. – Введено 01.07.74. – М.: Издательство стандартов, 1988. – 5 с.

КВАНТОВАННО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К НАПРЯЖЕНИЮ
ТЕЧЕНИЯ И ОБОБЩЕННЫЙ ЗАКОН ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Решетняк А. А., Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю.

Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

E-mail: reshet@ispms.tsc.ru

Одним из основных направлений исследований в материаловедении являются поиски возможностей управления внутренней дефектной подструктурой кристаллитов для получения наилучших прочностных и пластических свойств поликристаллических (ПК) материалов. Оптимизация указанных свойств невозможна без использования новых технологий, среди которых наиболее известны методы интенсивной пластической деформации и их комбинации с рекристаллизационным отжигом, метод осаждения из газовой фазы и др. [1], позволяющие в широких пределах варьировать ориентацию, линейные размеры, d , элементов микроструктуры материалов, от мезополикристаллических и крупнозернистых (КЗ, 10–1000 мкм), до мелкозернистого (МЗ, 2–10 мкм), ультрамелкозернистого (УМЗ, 0,5–2 мкм), субмикроструктурного (СМК, 100–500 нм), до нанокристаллических (НК, <100 нм) образцов. Экспериментальное изучение физико-механических свойств ПК материалов: микротвердости, H , пределов текучести, σ_y , и прочности, σ_s , выявило особенности механизма упрочнения при переходе к УМЗ, СМК и НК состояниям в материале. Систематически влияние параметров структуры материала на его прочностные свойства при квазистатическом деформировании началось с работ [2] в виде эмпирического соотношения Холла-Петча (ХП):

$$\sigma_y(d) = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

наблюдаемого на начальной стадии площадки текучести диаграммы “ $\sigma = \sigma(\epsilon)$ ”, для материалов с разными размерами зерен или при формальном значении, $\sigma_y(d) = \sigma(d)|_{\epsilon=0,002} \equiv \sigma_{0,2}(d)$, без ярко выраженной площадки. Было продолжено в работах Р. Армстронга, Г. Конрада, Ф. Кокса, Г. Лэнгфорда, А. Томпсона, Дж. Севильяна, С.А.Фирстова, Б.А.Мовчана, Ю.Я. Подрезова, В.В. Рыбина, В.А.Лихачева, Р.З.Валиева, В.Е. Панина, Э.В. Козлова, Н.А.Коновой, описанных в обзорах [3,4]. Для УМЗ, СМК и НК образцов соотношение ХП испытало существенное отклонение, что потребовало модификации его правой части, вначале, квадратичным по степени $d^{-1/2}$ членом [5]:

$$\sigma_y(d) - \sigma_0 = k_1 d^{-1/2} + k_2 d^{-1}, \quad (2)$$

приводящей к учету параболичности графика $(d^{-1/2}, \sigma_y(d))$, а так же максимума у предела текучести, связанного с “отрицательным значением” коэффициента ХП: k : $k = (d\sigma_y)/(d(d^{-1/2}))$ в области “аномальной” ($k < 0$) закономерности ХП. Существует много моделей, цель которых – обосновать выполнимость или исходного “линейного” или “квадратичного” соотношения ХП, на основе эмпирических подходов. Среди них, выделяют [4] модели: Кокса-Хирта; Архарова-Вестбрука; Муграби; упрочнения дислокациями; Коновой; модели ‘кожуха’; Валиева Кима-Эстрина-Буша; трехмерные композитные. Их особенностью является приграничное упрочнение зерен дислокационными ансамблями, включая так называемые тройные и квадрупольные стыки зерен, в связи с их вкладом в (1), (2), и так же с концепцией повышенной кривизны-кручения кристаллической решетки (КР) [6]. При рассмотрении ПК агрегатов двухфазными материалами задача изучения поведения напряжения течения (НТ) в зависимости от размера зерна, являющимся основной-твердой фазой и влияния границ зерен (ГЗ) как мягкой фазы усложняется (их доля при переходе к СМК и НК материалам возрастает до десятков процентов [7]).

Среди теоретических моделей, приводящих к одновременному описанию нормального и аномального законов ХП для σ_y , и микротвердости, H , можно выделить смешанную “модель пластичности ПК металлов, дополняющую дислокационную пластичность внутри зерен механизмом проскальзывания по ГЗ”, на основе сильно-вязкой жидкости Максвелла в рамках моделирования МД для Cu и Al [8]. Во-вторых, это- дислокационно-кинетическая модель Г.А. Малыгина [9], В-третьих, рассмат-

риваются модели с 3D динамикой дискретных дислокаций. Общие выводы из теоретических и экспериментальных работ по отношению к НТ и σ_y , таковы:

- 1) Максимум σ_y достигается для ряда материалов при определенных значениях диаметра кристаллита d_0 в НК области при заданной температуре T и скорости пластической деформации (ПД) $\dot{\epsilon}$;
- 2) d_0 смещается в область крупных зерен с ростом T и независимо с уменьшением $\dot{\epsilon}$;
- 3) как для КЗ, так и НК материалов нет физической модели описывающей как нормальный, так и аномальный законы ХП на основе статистического подхода к спектру механических энергий кристаллитов, как основной фазе ПК материалов при фиксированной ПД в зависимости от распределения ансамбля дислокаций в них.

Наличие до настоящего времени дискуссии о (не)возможности образования 1d дефектов - дислокаций из вакансий - 0d дефектов ввиду отсутствия экспериментального подтверждения той или иной гипотезы подтверждает и отсутствие фундаментально обоснованной теории, учитывающей дефектную субструктуру кристаллической решетки (КР), которая бы приводила к соотношению типа ХП во всех диапазонах зерен для ПК материала при ПД. Заметим, [10], что ситуация с нормальным (КЗ материал) и аномальным (СМК, НК материалы) соотношениями ХП соответствует ситуации с излучением абсолютно черного тела (АЧТ) с участками Рэлея-Джинса (длинноволновая) и Вина (коротковолновая части излучения) для графика $(\omega, u(\omega, T))$ спектральной плотности энергии излучения $u(\omega, T)$ (с размерностью $[u(\omega, T)] = [\sigma_y] \cdot 1 \text{с} = 1 \text{эВ} \cdot 1 \text{с} \cdot \text{м}^{-3}$), объединенными в рамках теории М. Планка на основе дискретности спектра энергии излучения осцилляторов-атомов АЧТ.

В [10,11] предложена теория НТ, в частности, σ_y , ПК материалов при квазистатической ПД в зависимости от среднего размера, d , зерен в диапазоне от 10^{-8} м - 10^{-2} м. Зависимость основана на статистической модели распределения энергии каждого кристаллита одномодального ПК материала по квазистационарным уровням при пластическом нагружении с наибольшим уровнем равным энергии дислокации максимальной длины в рамках вакансионно-дислокационного механизма деформирования. Найденное распределение скалярной плотности дислокаций в каждом кристаллите для кубической КР с модулем сдвига G

$$\rho(b, d, T) = \frac{6\sqrt{2}}{\pi} \frac{m_0}{d^2} \varepsilon \frac{Gb^3}{2k_B T} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{[b]}{[d]}} - 1 \right)^{-1}, \quad M(\varepsilon) = \frac{Gb\varepsilon^3}{2k_B T}. \quad (3)$$

при длине вектора Бюргерса $b_\varepsilon = b(1 + \varepsilon)$, энергетическом масштабе $M(\varepsilon)$ равном отношению энергии единичной дислокации к тепловой энергии колебаний, $k_B T$, атома в узле КР, в пределах КЗ и НК агрегатов при небольших ПД ε оценивается:

$$\left\{ \lim_{d \gg b}, \lim_{d/b \sim M(\varepsilon)} \right\} \rho = \frac{6\sqrt{2}}{\pi} \frac{\varepsilon m_0}{bd} \left\{ (1 + \varepsilon)^{-3}, \frac{Gb^3}{2k_B T d} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{[b]}{[d]}} - 1 \right)^{-1} \right\} \sim m_0 \{10^{10}, 10^{13}\} \text{м}^{-2}, \quad (4)$$

что выполняется для экспериментально наблюдаемых плотностей дислокаций при параметре полиэдральности [10]: $m_0 \sim 10^1 - 10^2$, соответствуя скалярной плотности дислокаций в модели Конрада в КЗ пределе. (3) приводит к НТ из механизма деформационного упрочнения Тейлора,

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + \alpha m \frac{Gb}{d} \sqrt{\frac{6\sqrt{2}}{\pi} m_0 \varepsilon M(0)} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{[b]}{[d]}} - 1 \right)^{-\frac{1}{2}}, \quad (5)$$

с экстремальным размером зерна $d_0(\varepsilon, T)$, при котором НТ достигает максимума $\sigma_m(\varepsilon)$

$$d_0(\varepsilon, T) = b \frac{Gb^3(1+\varepsilon)^3}{2 \cdot 1,59363 \cdot k_B T}, \quad \sigma_m(\varepsilon) = \sigma_0 + \alpha m G \sqrt{\frac{6\sqrt{2}}{\pi} m_0 \frac{b\varepsilon \cdot 1,59363}{d_0(\varepsilon)}} (e^{1,59363} - 1)^{-\frac{1}{2}}. \quad (6)$$

В (5), (6) m_0 связан с коэффициентом ХП $k(\varepsilon)$ в нормальном законе ХП при $\varepsilon = 0,002$, вытекающем из (5) в КЗ пределе формулой

$$\sigma(\varepsilon)|_{d \gg b} = \sigma_0(\varepsilon) + k(\varepsilon)d^{-\frac{1}{2}} \Rightarrow m_0 = \frac{\pi}{6\sqrt{2}} \frac{k^2(\varepsilon)}{(\alpha m G)^2 \varepsilon b} \frac{M(\varepsilon)}{M_0}, \quad (7)$$

что позволяет уточнить значения m_0 . по экспериментальным данным для $k(\varepsilon)$ в различных КЗ материалах и сформулировать модель в терминах постоянной $m_0 \cdot \alpha^2$. Закон (5) содержит нормальный и аномальный соотношения ХП соответственно для КЗ и НК образцов, имеет максимум для НТ при экстремальном зерне с d_0 порядка 10^{-8} - 10^{-7} м, который смещается в область более крупных зерен с уменьшением Т и увеличением ПД. В рамках предложенной статистической теории НТ, имеются совпадения теоретических и экспериментальных данных для σ_y , d_0 для материалов с ОЦК (α -фаза Fe), ГЦК (Cu, Al, Ni) и ГПУ (α -Ti, Zr) кристаллическими решетками при Т=300К

Таблица 1 - Значения σ_0 , $\Delta\sigma_m=(\sigma_m-\sigma_0)$, E_d^{Le} , k , m_0 , α для ОЦК, ГЦК и ГПУ поликристаллических металлических образцов.

Тип КР	ОЦК	ГЦК			ГПУ	
Вещество	α -Fe	Cu	Al	Ni	α -Ti	Zr
σ_0 , МПа	170 (отожж.)	70 отожж.); 380 (нагарт.)	22 (отож. 99,95%); 30 (99,5%)	80 (отожж.)	100(~10 0%); 300 (99,6%)	80-115
b , нм	$\frac{\sqrt{3}}{2}a=0,248$	$a/\sqrt{2}=0,2$ 56	$a/\sqrt{2}=0,28$ 6	$a/\sqrt{2}=0,24$ 9	$a=0,295$	$a=0,32$ 3
G, ГПа	82,5	44	26,5	76	41,4	34
T, К	300	300	300	300	300	300
k , МПа· $M^{1/2}$	0,55-0,65; (10^{-5} – 10^{-3} М)	0,25; (10^{-4} – 10^{-3} М)	0,15; (10^{-4} – 10^{-3} М)	0,28; 10^{-5} – 10^{-3} М	0,38-0,43; 10^{-5} – 10^{-3} М	0,26; 10^{-5} – 10^{-3} М
α	–	0,38	–	0,35	0,97	–
$E_d^{Le}=\frac{1}{2}Gb^3$, эВ	3,93	1,28	1,96	3,72	3,33	3,57
$m_0 \cdot \alpha^2$	3,66-5,11	2,57	2,28	1,11	5,83-7,4	3,69
d_0 , нм	23,6	14,4	13,6	22,6	23,8	28,0
$\Delta\sigma_m$, ГПа	2,14-2,56	1,27	0,81	1,12	1,49-1,70	0,90

На рис. 1 представлены графические зависимости $\sigma_y = \sigma_y(d^{-1/2})$ для кристаллитной фазы ПК агрегатов α -Fe, Cu, Al, Ni, α -Ti, Zr с плотноупакованными случайно ориентированными однородными по размеру зернами при Т=300К при наиболее вероятных системах скольжения [11].

Исследована температурная зависимость прочностных характеристик. Показано (см. рис 2 в [11]) на примере Al, что предел текучести, σ_y с уменьшением температуры увеличивается при всех зернах больших $3d_0$, затем уменьшается в НК области. Построены деформационные кривые для кристаллитной фазы α - Fe с выполнением условия разрушения Бэкофена-Консидера (см. рис 3 в [11]).

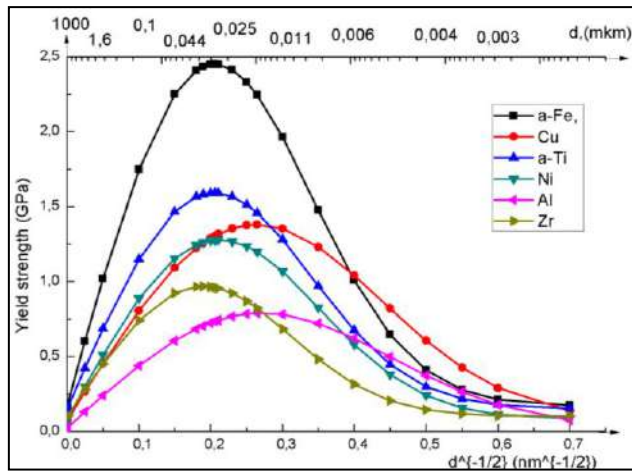


Рисунок 1- Графические зависимости для обобщенного закона ХП (5) при $\varepsilon = 0,002$ с дополнительной верхней шкалой с размером d зерен в мкм. Выбраны меньшие из значений параметров $m_0(k)$ для α -Fe, α -Ti, значения σ_0 для отожженных материалов с максимумами для σ_y вычисленными в соответствующих таблице 1 экстремальных размерах зерен d_0 (6)

Однофазная модель ПК материала расширена включением разупрочняющей зеренно-границной фазы с модификацией соотношения ХП (5) в виде:

$$\sigma_{\Sigma}(\varepsilon) = (1 - n \frac{b}{a})\sigma_C(\varepsilon) + (n - m) \frac{b}{a} \sigma_{GB}(\varepsilon, d_{GB}) - m \frac{b}{a} \sigma_P(\varepsilon, d_P), m \leq n \quad (8)$$

где $\sigma_C(\varepsilon, d) = \sigma(\varepsilon, d)$ напряжение для первой фазы - основных зерен диаметра d образца, $\sigma_{GB}(\varepsilon, d_{GB})$ и $\sigma_P(\varepsilon, d_P)$ напряжения для зерен и пор из области ГЗ средних размеров d_{GB} и d_P соответственно, с некоторой постоянной $n \sim 10^0 - 10^2$, учитывающей среднее расстояние между зернами и сильно зависящей от подготовки состояний ГЗ. При $n = m$ вся область второй фазы заполнена порами разных диаметров.

Предложенная теоретическая модель имеет очевидные перспективы применения, рассмотренные ранее на образцах α -Ti [12].

Литература:

1. Valiev R.Z, Zhilyaev A.P. Langdon T.G., Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications, Wiley & Sons, New Jersey, 2014.
2. Hall E.O., // Proc. Roy. Soc.B.-1951. – V.64. –P.747–753.; Petch N.J., //J. Iron Steel Inst. –1953.–V.174. – P.25–28.
3. Мовчан Б.А., Фирстов С.А., Луговской Ю.Ф., Структура, прочность и сопротивление усталости микрокристаллических и микрослойных материалов. –Киев: Наукова думка, 2015.
4. Глезер А.М., Козлов Э.В., Конева Н.А. и др., Основы пластической деформации наноструктурных материалов. – М.: Физматлит, 2016.
5. Zhu Y.T., Huang J., Properties and nanostructures of materials processed by spd techniques *Ultrafine Grained Materials II*; Edited by Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, et al.. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2002.
6. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др., Структурные уровни пластической деформации и разрушения, Под ред. В.Е.Панина. – Новосибирск: Наука, Сиб. Отделение, 1990. –255с.
7. Малыгин Г.А., // УФН. –2011. – Т.131, №11, с. 1129-1157.
8. Бородин И.Н., Майер А.Е., // Физика твердого тела. –2012.–Т.54. –№4.– С.759–766.
9. Малыгин Г.А., // Физика твердого тела. –1995. –Т.37 –№8. –С.2281–2292; Малыгин Г.А., // Физика твердого тела. – 2007.–Т.49 –№6. –С. 961–982.
10. Решетняк А.А., Статистический подход к напряжению течения и обобщенный закон Холла-Петча для поликристаллических материалов при пластических деформациях. // Изв. вузов. Физика, – 2018.–Т.61 –№3.
11. Решетняк А.А. Особенности температурной зависимости обобщенного закона Холла-Петча и двухфазная модель для деформируемых поликристаллических материалов // Изв. вузов. Физика, – 2018.–Т.61 (принята в печать).
12. Курзина И.А., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П. и др., // Материаловедение.–2010.–Т.5.–С.49.

ИНИЦИИРОВАНИЕ И *IN SITU* ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Белоусов Н.Н.¹, Варюхин В.Н.¹, Вьюненко Ю.Н.², Черняева Е.В.³

¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, г. Донецк, e-mail: bilniknik52@gmail.com*

²*ООО "Оптмикст ЛТД", Санкт-Петербург, Россия, e-mail: 6840817@mail.ru*

³*Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия, e-mail: lena@smel.math.spbu.ru*

Актуальность. В настоящее время на основе современных достижений физики высоких давлений и физики прочности (пластичности) возникло новое научное направление, связанное с изучением влияния экстремальных параметров мегапластических деформаций на особенности инициирования структурно-фазовых изменений в метастабильных материалах. Наиболее актуальным является изучение деформационных условий нарушения структурно-фазовой стабильности экономно-легированных сплавов, в первую очередь, высокоазотистых сталей (ВАС).

Цель работы: инициировать процесс деформационной стимуляции структурно-фазовых изменений в метастабильных высокоазотистых сталях в условиях мегапластической деформации (МПД) в наковальнях Бриджмена, а также исследовать характер взаимосвязи между структурно-фазовыми состояниями и физико-механическими свойствами ВАС в условиях нарушения структурно-фазовой стабильности как в объеме, так и на поверхности.

Материалы и методика эксперимента. Для инициирования деформационной стимуляции структурно-фазовых изменений в метастабильных сплавах разработана и изготовлена многофункциональная МПД-установка типа наковальни Бриджмена с кручением. Использовались наковальни в виде усечённых конусов из металлокерамического сплава ВК-6 ($P \leq 8$ ГПа) и стали ШХ15 ($P \leq 3$ ГПа). Изготавливались образцы в виде дисков диаметром $3 \div 10$ мм и толщиной $0.01 \div 0.05$ мм, которые вначале подвергались одноосному сжатию, а затем деформации сдвига.

Процессы МПД инициировали в различных условиях: 1) квазигидростатического давления, путем помещения образца в специальный контейнер-гasketку; 2) радиальной экструзии при свободном течении между наковальнями (при сжатии и кручении). Установка МПД позволяет инициировать и проводить *in situ* исследования структурно-фазовых изменений в различных материалах при заданных технологических параметрах: а) деформировать образец непосредственно в устройствах гидравлического пресса и регистрировать деформационные кривые сжатия; б) записывать кривые деформации сдвига при кручении путем непрерывной регистрации крутящего момента (метод Бриджмена); в) управлять деформационно-скоростными параметрами: скоростью кручения наковален: $\Delta n/\Delta t = 0.04 \div 4$ об/мин (шаг 0.02 об/мин), скоростью сжатия: $\Delta P/\Delta t = 0.02 \div 10$ ГПа/мин (шаг 0.01 ГПа/мин); г) устанавливалась зависимость угла поворота φ от величины крутящего момента M (в пределах $M = 0.5 \div 150$ Н·м) для различных значений напряжения сжатия; д) методами резистометрии и акустической эмиссии контролировать *in situ* процессы сдвиговой мегапластической деформации, включая: нарушение структурно-фазовой стабильности, термомеханическую неустойчивость (скачкообразность) МПД, ротационные межкристаллитные сдвиги, деформационное и аккомодационное сбросообразование, зарождение и развитие полос сдвига, зарождение и формирование дефектной структуры из микротрещин, развитие магистральной трещины и непосредственно процесс разрушения; е) выбирать и управлять рабочими режимами: векторный, моментный и реверсный; з) изменять с заданной

периодичностью ($\Delta P = 0.5 \text{ ГПа}$) направление вращения нижней наковальни, непосредственно в процессе МПД и др.

Инициирование объемных структурно-фазовых изменений проводили на установке МПД (рис. 1, а) в условиях комплексного влияния радиальной экструзии и сдвиговых напряжений при кручении (рис. 1, б). Поверхностные структурно-фазовые изменения инициировали на этой установке в условиях фрикционно-контактного взаимодействия (рис. 1, в).

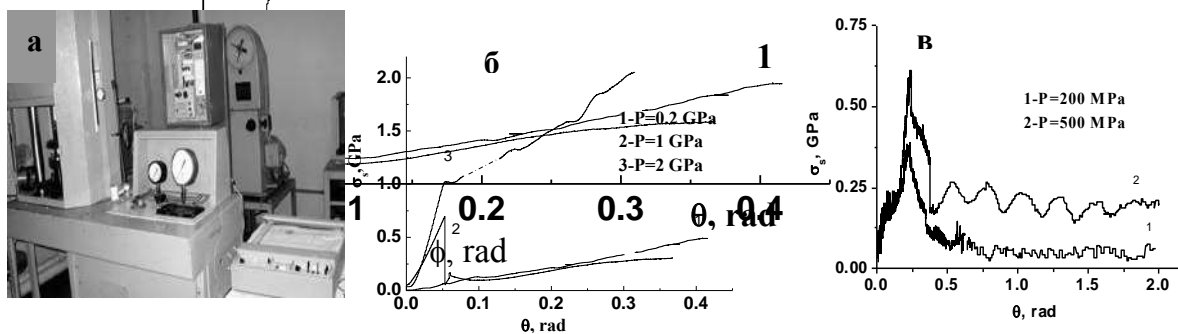


Рисунок 1- Общий вид МПД-установки Бриджмена с контролируемым сдвигом (а); кривые непрерывной регистрации крутящего момента при объемной (б) и поверхностной деформациях (в)

В процессе МПД одновременно с кривыми деформации регистрировали сигналы акустической эмиссии (АЭ). Для регистрации и преобразования АЭ-сигналов в электрические применяли широкополосные датчики в звуковом и ультразвуковом диапазонах частот. Для исследования физико-механических свойств МПД-образцов, применен метод динамического микроиндентирования (ДМИ). Характеристики метода ДМИ: точность измерения силы: $\Delta F = \pm 5 \cdot 10^{-4} \text{ N}$; точность измерения перемещения: $\Delta L = \pm 2 \cdot 10^{-4} \text{ мм}$; скорость внедрения алмазного индентора: $\Delta L/\Delta t = 10^{-4} \div 0.1 \text{ мм/мин}$; оптическая точность измерения размеров микротрещин в окрестности отпечатка: $\Delta l = \pm 2 \cdot 10^{-3} \text{ мм}$. При ДМИ определяли следующие параметры: коэффициент интенсивности напряжений первого рода K_{Ic} (трещиностойкость), невосстановленная микротвердость $H_{иц}$, длина радиальных трещин C , эффективная (поверхностная) энергия разрушения W_p , индекс хрупкости f_c , критерий микрохрупкости γ и др. В процессе ДМИ измеряли параметры акустической эмиссии: среднеквадратичные значения амплитуды, энергию и медианную частоту АЭ-сигналов. Сигналы АЭ инициировали путем внедрения алмазного и твердосплавного конического инденторов на деформационных машинах 2167P-50 и ИМ-4А, соответственно, с записью и обработкой кривых внедрения индентора Виккерса.

В качестве основного материала исследований выбрана ВАС типа X18AG10H16 ($C_N = 0.06, 0.3, 0.5$ и $1.1\%N$). Объемные структурно-фазовые изменения инициировались МПД-методом при $n \geq 2$ об. под давлением $P \geq 3 \text{ ГПа}$, поверхностные - при $n \geq 10$ об., $P \leq 1 \text{ ГПа}$ в условиях фрикционно-контактного взаимодействия.

Основные результаты исследований. Методом РСА обнаружена структурно-фазовая нестабильность в условиях мегапластической деформации со сдвигом. Для стали X18AG10H16 ($C_N = 0.06 \% N$) в деформационно-силовых условиях ($P \geq 0.7 \text{ ГПа}$, $n \geq 5$) обнаружено нарушение стабильности γ -фазы с образованием α -фазы. Начало фазовой дестабилизация коррелировало с немонотонным изменением электросопротивления и интенсивности сигналов акустической эмиссии, что подтверждало неустойчивость процесса структурно-фазовых изменений в условиях фрикционно-контактного взаимодействия.

Прекращение деформации сдвига сопровождалось: 1) релаксацией напряжений; 2) исчезновением акустической эмиссии; 3) стабилизацией температуры и электросопротивления; 4) остаточными структурно-фазовыми изменениями.

Методом ДМИ показано, что процесс структурно-фазовой неустойчивости характеризовался уменьшением модуля Юнга и выходом на насыщение деформационных зависимостей механических параметров. При микроиндентировании образцов Х18АГ10Н16 ($C_N = 0.06\%$ N) в условиях структурно-фазовой неустойчивости обнаружено заметное увеличение прочности (рис.2). Кроме этого, полученные значения коэффициента скоростной чувствительности в условиях структурно-фазовой неустойчивости указывают на возможность повышения пластичности.

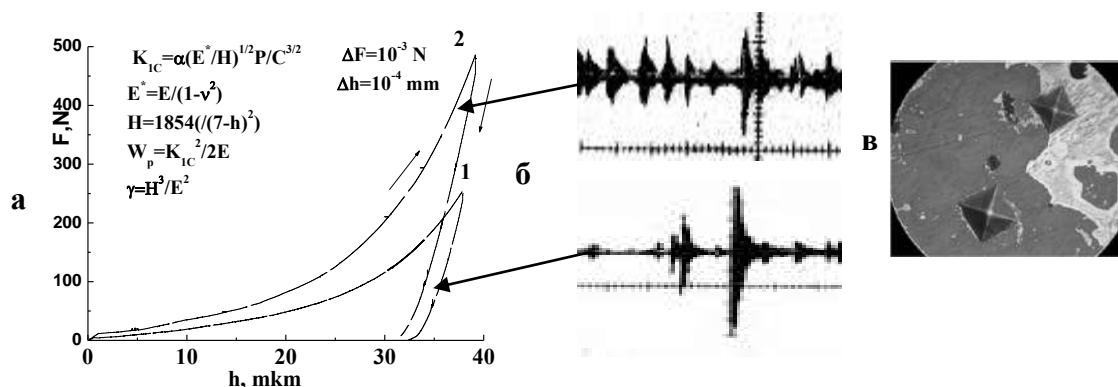


Рисунок 2 - Кривые ДМИ образцов ВАС после МПД поверхности (а): $e = 0.2$, (кр. 1); $e = 2$ (кр. 2); осциллограммы акустических импульсов в процессе ДМИ (б): скорость развёртки 50 мкс/см, усиление 0,02 в/см; микроотпечатки на поверхности (в)

Методом ДМИ предпринята попытка установления экспериментальной зависимости между параметрами внутризеренной структуры и сопротивляемостью поверхностной структуры зарождению и распространению трещин по оценке величины критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} . Экспериментально обнаружено, что чем меньше размеры блоков и больше их разориентация, тем больше коэффициент трещиностойкости K_{1c} . Показано, что чем больше величина K_{1c} , тем при большей длине трещины, и при большем напряжении поверхностная структура сопротивляется разрушению. Это открывает возможности повышения механических свойств объёмных материалов путём формирования поверхностных структур с повышенной трещиностойкостью. Впервые обнаружено, что неустойчивое структурно-фазовое состояние обладает наведенной намагничённостью. Данная намагничённость имеет деформационную природу и, вероятно, может быть обусловлена изменением структурно-фазового и энергетического состояния межзеренного пространства.

Заключение. Таким образом, обнаружена деформационно-стимулированная пластичность материалов, вызванная структурно-фазовой неустойчивостью, полученной в условиях экстремально высоких значениях деформации сдвига и давления, показана возможность управления свойствами ВАС, путем целенаправленных структурно-фазовых изменений в объеме и на поверхности.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ

Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк,
e-mail: bilniknik52@gmail.com

Актуальность. Азотирование является одним из наиболее эффективных методов химико-термической обработки (ХТО) и поверхностного упрочнения экономно-легированных сталей (ЭЛС). Особое место среди ЭЛС занимают высокоазотистые стали (ВАС), получаемые в результате объемного азотирования с частичной заменой атомами азота дорогостоящих элементов, в первую очередь, никеля и марганца. Несмотря на широкое применение различных технологий ХТО остаются нерешенными вопросы, связанные с: интенсификацией процессов поверхностного структурообразования; формированием заданной толщины и качества диффузионного слоя; поверхностным упрочнением, а также соотношением между поверхностным и объемным упрочнением ВАС. При интенсификации процессов формирования поверхностных ХТО-структур открываются новые возможности управления свойствами объемно азотированных сталей.

Цель работы. Исследовать возможность интенсификации процессов формирования поверхностных ХТО-структур экспериментальных составов ВАС типа Х18АГ10Н16, Х19АГ10С2, Х13АГ20Н6Ф и Х14АМСФ путем деформационной активации поверхности образцов в температурно-вакуумной камере (ТВК) машины ИМАШ20-75 (АЛА-ТОО).

Материал и методы исследований. В качестве основного материала исследований выбрана ВАС типа Х18АГ10Н16 (объемная концентрация азота $C_N = 0.06, 0.3, 0.5$ и $1.1\%N$). Для сравнения использованы стали типа Х19АГ10С2 ($C_N = 0.4\%N$), Х13АГ20Н6Ф ($C_N = 1.2\%N$) и Х14АМСФ ($C_N = 1.1\%N$). Для экспериментов по азотированию изготовлены стандартные образцы с необходимой шероховатостью поверхности и нанесением отпечатков (на ПМТ-3). На рис. 1 (а) приведены форма и размеры ХТО-образцов, которые применялись в ТВК машины ИМАШ20-75 (АЛА-ТОО) для: осуществления процессов ХТО; проведения деформационной активации поверхности; выполнения механических испытаний на разрыв. Изучение процессов *in situ* азотирования и кинетики формирования поверхностных структур проводились непосредственно в процессе ХТО с помощью высокотемпературного длиннофокусного микроскопа МВТ-71У4.2 (увеличение 100^X и 500^X). На рис. 1 (б) показаны начальные стадии *in situ* азотирования деформационно-активированной поверхности стали Х18АГ10Н16 ($C_N = 0.5\%N$) после вакуумного травления ($T = 1250^{\circ}C$, $P = 10^{-5}$ мм Hg, $t = 20$ мин).

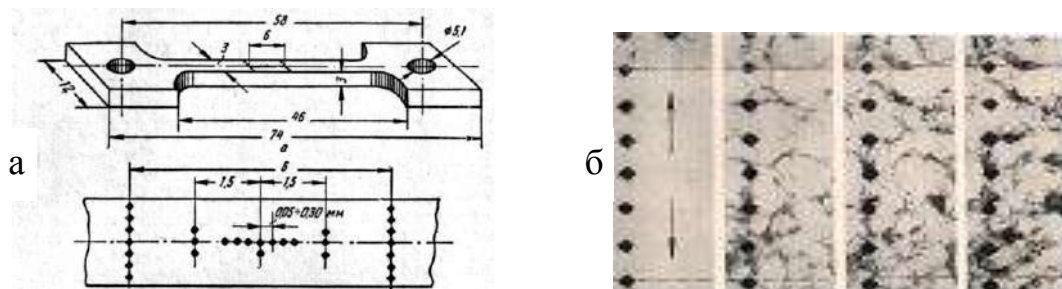


Рисунок 1 - Форма и размеры образцов ВАС (а); начальные стадии *in situ* азотирования: $T_{аз} = 520^{\circ}C$, время $t_{аз} = 0, 10, 20$ и 30 мин соответственно (б)

Интенсификация процессов формирования поверхностных ХТО-структур осуществлялась в условиях пиролиза карбамида и диссоциации аммиака ($T = 520^{\circ}\text{C}$, $t = 2 \div 6$ ч) и деформационной активации поверхности образцов ВАС ($\Delta\sigma = 0 \pm 200 \text{ Н/м}^2$).

Расчет характеристик прочности и пластичности ХТО-образцов проводили в соответствии с ГОСТ 1497-84. Ударную вязкость определяли на образцах с U-образным надрезом (согласно ГОСТ 9454-78). Износостойкость ХТО-образцов определяли на машине 2168-УНЦ в условиях сухого трения. Износ оценивали (согласно ГОСТ 27860-88) по методу отпечатков от алмазного индентора. Испытания проводили при комнатной температуре, скорость скольжения $V = 1 \text{ м/с}$, путь трения $S = 500 \text{ м}$, осевые нагрузки $P = 20 \div 100 \text{ Н}$. Величину износа вычисляли по формуле: $I = 0.125 \cdot (L^2 - l^2) / r$, где I - износ (увеличение ширины отпечатков), мм; L - ширина отпечатков после испытания; l - ширина отпечатков до испытаний; $r = 10 \text{ мм}$ - радиус контртела из стали ШХ15 с твердостью 58 HRC. Распределение микротвердости по толщине азотированного слоя определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке $P = 1 \text{ Н}$ (ГОСТ 9450-76). За эффективную толщину азотированного слоя принимали расстояние от поверхности до зоны с микротвердостью $H_{\mu} = 450 \text{ МПа}$. Точность определения эффективной толщины слоя составляла $\Delta h = 2.5 \text{ мкм}$. Фазовый состав исследуемых сталей определяли методом рентгеноструктурного анализа (Дрон-3, излучение Co). С целью изучения дополнительных возможностей управления поверхностной прочностью ХТО-образцов осуществляли закалку ($T = 620 \div 740^{\circ}\text{C}$, $t = 30 \div 60 \text{ мин}$, среда охлаждения: воздух, масло и вода), или охлаждение с печью (в атмосфере молекулярного азота).

Результаты исследований и их обсуждение. Исходной структурой ВАС перед азотированием является аустенит, что обеспечивает при ХТО получение однородных азотированных слоев без хрупкой нитридной сетки по границам аустенитных зерен. Обнаружено, что поверхностное азотирование ВАС X18AG10N16 ($C_N = 1.1 \text{ \%N}$) обеспечивает получение более глубоких диффузионных слоев по сравнению с образцами с меньшей объемной концентрацией азота ($C_N = 0.06, 0.3 \text{ \%N}$).

Показано, что увеличение толщины ХТО-слоя приводит к повышению механических свойств ВАС (рис. 2, а). ХТО-обработка ВАС X18AG10N16 ($C_N > 0.5\%N$) обладает рядом особенностей: высокой склонностью к деформации и повышенной термической стабильностью (рис. 2, б).

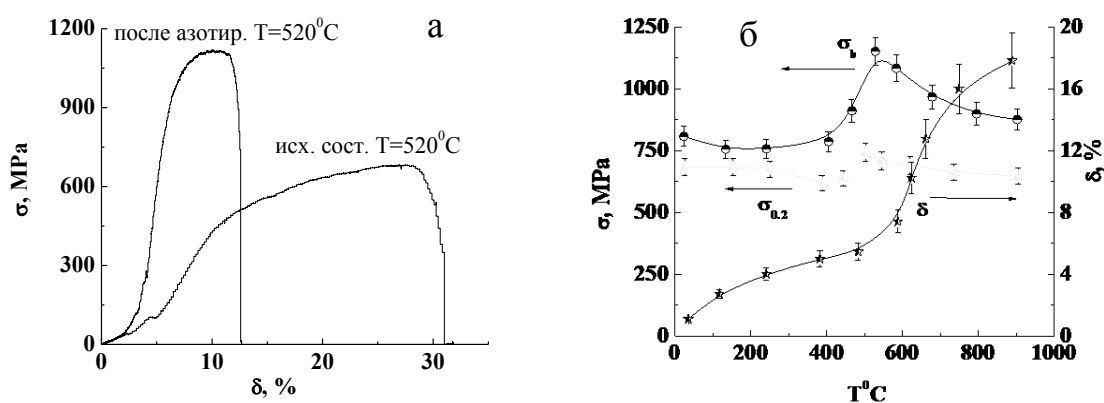


Рисунок 2 - Кривые деформации исходного и азотированного образцов стали X18AG10N16 ($C_N = 1.1 \text{ \%N}$) при $T=520^{\circ}\text{C}$ (а); характер изменения механических свойств (σ_b , $\sigma_{0.2}$ и δ) ХТО-образцов от температуры испытания ($T = T_K \div 1000^{\circ}\text{C}$, б)

По данным РСА ХТО-структура стали X18AG10N16 ($C_N = 1.1 \text{ \%N}$) обладает высокой плотностью дислокаций: $\Omega = (2 \div 5) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ и достаточно низким уровнем остаточных напряжений. Для получения градиентного поверхностного слоя применяли закалку. Обнаружено, что среда охлаждения (воздух, масло и вода) не оказывала

существенного влияния на характеристики механических свойств данной стали: $\sigma_T = 1050 \div 1100$ МПа, $K_{CU} = 0,8 \div 0,9$ МДж/м². После закалки ($T = 750^\circ\text{C}$) микротвердость поверхности снижается с $H_{\mu} = 920$ МПа до $H_{\mu} = 650$ МПа и увеличивается эффективная толщина азотированного слоя: $h_{эфф} = 150$ мкм. Кроме этого, обнаружена разница в характере распределения микротвердости: H_{μ} мало изменяется при удалении от поверхности (до 200 мкм), в зоне до 300 мкм микротвердость начинает увеличиваться, а затем опять снижается. Это обусловлено изменением концентрации азота по сечению ХТО-слоя. Нагрев до $T = 600^\circ\text{C}$ не приводит к изменению H_{μ} , что свидетельствует о высокой теплостойкости азотированного слоя стали X18AG10N16. Значительные изменения в слое происходят при нагреве до $T = 650^\circ\text{C}$ и выше. С повышением температуры нагрева наблюдается тенденция к снижению максимальной микротвердости поверхностного слоя. Так, нагрев до $T = 650^\circ\text{C}$ приводит к уменьшению микротвердости с $H_{\mu} = 920$ МПа до $H_{\mu} = 780$ МПа. Нагрев до $T = 700^\circ\text{C}$ приводит к снижению H_{μ} от 920 МПа до 700 МПа. Закалка от $T = 750^\circ\text{C}$ снижает H_{μ} до 650 МПа. Разупрочнение азотированного слоя может быть вызвано коагуляцией нитридов, рекристаллизацией азотистой фазы или фазовой перекристаллизацией.

Рентгеноструктурными исследованиями показано, что нагрев до $T = 600^\circ\text{C}$ не приводит к изменению структуры и фазового состава. Нагрев до $T = 650^\circ\text{C}$ и охлаждение на воздухе обеспечивает закалку азотированного слоя. Повышение температуры до $T \geq 700^\circ\text{C}$ способствует увеличению толщины диффузионного слоя и обеспечивает растворение в аустените большего количества нитридов, что приводит к обогащению аустенита азотом и легирующими элементами, а также увеличивает его термическую устойчивость. Принципиальная особенность азотированного слоя ВАС типа X18AG10N16 - отсутствие выделений α -фазы после закалки на воздухе с различной скоростью охлаждения: $\Delta T/\Delta t = 50 \div 100^\circ\text{C}/\text{мин}$. Последующий отпуск при $T = 400 \div 450^\circ\text{C}$, $t = 1 \div 2$ ч, по данным рентгеновских исследований, также не приводил к выделению α -фазы.

Заключение. Таким образом, ХТО-азотирование и последующая закалка ВАС типа X18AG10N16 ($C_N > 0.5\%$ N) позволяют получить высокие значения прочности, пластичности, ударной вязкости объема и износостойкости поверхностного слоя.

Применение методов интенсификации ХТО позволило путем варьирования температурно-временными и газотранспортными режимами обработки, управлять скоростями протекания диффузионных процессов и нитридных выделений, формировать заданные поверхностные структуры, а также управлять физико-механическими свойствами упрочненного слоя ВАС. Их повышение возможно за счет термической обработки после азотирования.

Азотированная сталь после термической обработки способна обеспечить сочетание высоких значений прочности, пластичности, вязкости сердцевины и износостойкости поверхности. Интенсификация ХТО способна повысить микротвердость, контактную выносливость, сопротивление изнашиванию, коррозионную стойкость и расширить возможности функционального применения ВАС.

**ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ,
ИНИЦИИРОВАННОЙ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ**

**Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.³, Кулага Е.И.², Ачкасов А.Н.²,
Галаганов О.О.²**

¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Украина*
E-mail: malashenko@fti.dn.ua

²*Донецкий национальный университет, Донецк, Украина*

³*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина*

Использование лазерных технологий обработки является одной из основ бурного развития материаловедения и создания новых материалов с заданными свойствами и имеет как фундаментальное, так и прикладное значение. Использование лазерных импульсов высокой мощности позволяет генерировать ударные волны в металлах, сплавах и других функциональных материалах, в результате чего в них создаются сверхвысокие давления, происходит деформирование с экстремально высокой скоростью, а их структура претерпевает колоссальные изменения за очень короткие временные интервалы [1-3]. В ходе этих процессов скорость пластической деформации достигает значений $10^3 - 10^8 \text{ s}^{-1}$, а изменение механических свойств кристаллов определяется главным образом движением дислокаций и их взаимодействием с элементарными возбуждениями кристалла и потенциальными барьерами, создаваемыми различными дефектами структуры. При этом дислокации движутся со скоростями $v \geq 10^{-2}c$, где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, и преодолевают эти барьеры без помощи тепловых флуктуаций. Это так называемая динамическая область скоростей. Механизм диссипации при динамическом взаимодействии со структурными дефектами заключается в необратимом переходе кинетической энергии дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения [4-6]. Этот механизм весьма чувствителен к виду спектра дислокационных колебаний. При высокоскоростной деформации плотность дислокаций достигает весьма больших значений, а взаимодействие дислокаций между собой приводит к перестройке дислокационного спектра, что в свою очередь облегчает преодоление дислокациями различных точечных дефектов (примесей, междоузельных атомов, вакансий).

Эффективность действия исследуемого нами механизма диссипации была подтверждена авторами работы [7], которые теоретически исследовали движение дислокации в динамической области скоростей и доказали, что в результате взаимодействия с точечными дефектами она испытывает сильное возбуждение собственных колебаний. Авторы приведенной работы учли случайный характер передачи движущейся дислокации импульса отдельными примесными атомами и вычислили корреляционную функцию $G(\tau) = \langle w(z, t)w(z, t + \tau) \rangle$, где функция $w(z, t)$ описывает смещение единичного участка дислокации при ее колебаниях в процессе скольжения по кристаллу. Последняя может быть определена экспериментально через пропорциональную ей корреляционную функцию неупругого рассеяния света $\langle E(t)E(t + \tau) \rangle$, которая может быть измерена с помощью спектроскопии оптического смещения. Упомянутый экспериментальный метод дает возможность измерить флуктуации поля через флуктуации тока за времена, меньшие характерного периода колебаний дислокации, благодаря чему значительно расширяются возможности традиционных оптических методов, широко используемых при экспериментальном исследовании дислокационных структур. Согласно оценкам авторов работы [7], амплитуда раскачки дислокации может на несколько порядков превзойти амплитуду тепловых колебаний, при этом раскачка собственных колебаний происходит тем эффективней, чем большее искажение вносят точечные дефекты в решетку кристалла, то есть возрастает с увеличением параметра несоответствия.

Основываясь на подходе, используемом в развитой нами теории динамического взаимодействия структурных дефектов [4-6], мы можем записать выражение для силы

динамического торможения движущейся краевой дислокации точечными дефектами в следующем виде

$$F_d = \frac{nb^2}{8\pi^2 m} \int d^3 q |q_x| \cdot |\sigma_{xy}^d(\vec{q})|^2 \delta(q_x^2 v^2 - \omega^2(q_z)) \quad (1)$$

где $\omega(q_z)$ – спектр дислокационных колебаний, n – объемная концентрация дефектов, m – масса единицы длины дислокации, b – модуль вектора Бюргерса, $\sigma_{xy}^d(\vec{q})$ – Фурье-образ соответствующей компоненты тензора напряжений, создаваемых дефектом. Величина этой силы определяет динамический предел текучести и другие макроскопические характеристики кристалла.

Поскольку исследуемый механизм диссипации реализуется благодаря возбуждению колебаний дислокации, он оказывается весьма чувствительным к виду дислокационного колебательного спектра, в частности, его эффективность зависит от наличия щели в этом спектре. Наличие спектральной щели означает, что дислокация совершает колебания, находясь в параболической потенциальной яме. Задачи о колебаниях дислокации в потенциальной яме рассматривались и другими авторами, в частности, задача о дислокационных колебаниях в рельефе Пайерлса. Однако в рамках развитой нами теории решаются задачи о движении дислокации, совершающей колебания в потенциальной яме, перемещающейся по кристаллу вместе с ней. Такая яма может быть создана в результате коллективного взаимодействия точечных дефектов с движущейся дислокацией, коллективного взаимодействия дислокаций движущегося ансамбля с каждой отдельной дислокацией, магнитоупругого взаимодействия дислокации с магнитной подсистемой кристалла, действия сил изображения на дислокацию, скользящую в приповерхностном слое. В перечисленных выше случаях спектр дислокационных колебаний имеет вид

$$\omega^2(q_z) = c^2 q_z^2 + \Delta^2, \quad (2)$$

где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, Δ – спектральная щель, которая может быть описана приближенным выражением

$$\Delta = \frac{c}{L}, \quad (3)$$

где L – характерный масштаб взаимодействия, вносящего главный вклад в формирование щели. Именно величина этой щели определяет глубину параболической потенциальной ямы, в которой колеблется скользящая дислокация.

При ударно-волновом воздействии на кристалл, в частности, при использовании мощных лазерных импульсов, при деформации твердых тел методом динамического канально-углового прессования плотность подвижных дислокаций возрастает до значений $\rho = 10^{14} - 10^{15} \text{ m}^{-2}$. При этом главный вклад в формирование щели в колебательном спектре вносит коллективное взаимодействие дислокаций ансамбля с каждой дислокацией, а сама щель определяется выражением

$$\Delta_{dis} = c\sqrt{\rho} = c/l_{dis}, \quad (4)$$

где l_{dis} – среднее расстояние между дислокациями. Выражение для вклада упругих точечных дефектов в величину динамического предела текучести в этом случае имеет вид

$$\tau_d = G \frac{n_d \dot{\epsilon}}{\rho^2}, \quad (5)$$

где G – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла, n_d – безразмерная концентрация точечных дефектов, $\dot{\epsilon}$ – скорость пластической деформации.

Под действием лазерного импульса возникает ударная волна, при ее распространении во всем объеме твердого тела начинается генерация вакансий, плотность которых может превысить равновесное значение на несколько порядков.

При резком охлаждении эти вакансии замораживаются и могут оказывать существенное влияние на механические свойства твердых тел. Вклад торможения дислокаций вакансиями в величину динамического предела текучести пропорционален концентрации вакансий и скорости пластической деформации.

Весьма важным как с научной, так и с практической точки зрения является исследование высокоскоростной деформации состаренных сплавов, в том числе алюминиевых, которые являются важными конструкционными материалами для авиации и космонавтики. При старении алюминий-медного сплава в нем образуются зоны Гинье-Престона – дискообразные дефекты толщиной от одного до нескольких атомных слоев и радиусом от нескольких нанометров до десятков нанометров. Препятствуя движению дислокаций, они способствуют повышению прочности сплава. Нами было показано, что возрастание плотности подвижных дислокаций при высокоскоростном деформировании состаренных металлов приводит к возникновению эффекта сухого трения при их динамическом взаимодействии с зонами Гинье-Престона, в результате чего возрастает динамический предел текучести сплава. Эффект сухого трения должен наблюдаться при скоростях

$$v < v_G = cR\sqrt{\rho} = c\frac{R}{l_{dis}} \quad (6)$$

где l_{dis} – среднее расстояние между дислокациями, R – средний радиус зоны Гинье-Престона, ρ – плотность подвижных дислокаций. Вклад торможения дислокаций зонами Гинье-Престона в величину динамического предела текучести состаренного сплава может быть описан выражением

$$\tau_G = \beta \frac{n_G R}{\sqrt{\rho}}, \quad (7)$$

где n_G – концентрация зон Гинье-Престона, β – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла. Оценки показывают, что вклад данного механизма диссипации в увеличение динамического предела текучести может составлять десятки процентов.

Литература

1. Batani D. EPL.- 2016.- V. 114.- P. 65001(1-7).
2. Smith R. F., J. H. Eggert, R. E. Rudd, D. C. Swift, C. A. Bolme, and G. W. Journal of Applied Physics.-2011.-V. 110.- P. 123515(1-11)
3. Tramontina D., Bringa E., P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Tang Y. // High Energy Density Physics.- 2014.- V. 10. P. 9-15.
4. Malashenko V. V. Physica B: Phys. Cond. Mat. – 2009. – Vol. 404, № 21. – P. 3890–3893.
5. Малашенко В.В. Журнал технической физики. – 2017.- Т. 87, № 5. – С. 791-792.
6. Малашенко В.В. Письма в ЖТФ. – 2017. – Т. 43, № 17. – С. 36-40.
7. Левачева Г.А., Манькин Э. А., Полуэктов П. ПФТТ. – 1985. – Т. 27, № 12. – С. 3709–3711.

ПЛОСКО-РАДИАЛЬНЫЙ ДИСКРЕТНЫЙ БРИЗЕР В МЕДИ

Бачурина О.В.¹, Мурзаев Р.Т.², Дмитриев С.В.²¹Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия, obachurina@mail.ru²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия.

В настоящей работе с помощью методов молекулярной динамики исследуются пространственно-локализованные высокоамплитудные колебательные моды [1,2], которые могут существовать в металлах с различной кристаллической решеткой [3-7], сплавах [8-10], алмазе [11], графене [12-14], графене [15-16] и других материалах. Такие колебательные моды получили название дискретных бризеров (ДБ), свойства которых могут оказывать влияние на теплоёмкость и теплопроводность кристаллов [17].

Исследования по обнаружению плоских пространственно-локализованных высокоамплитудных колебательных мод в ГЦК металлах проводились в работах [18,19].

В настоящей работе взаимодействие между атомами описывалось при помощи потенциала на основе метода погруженного атома для меди [20], взятого из

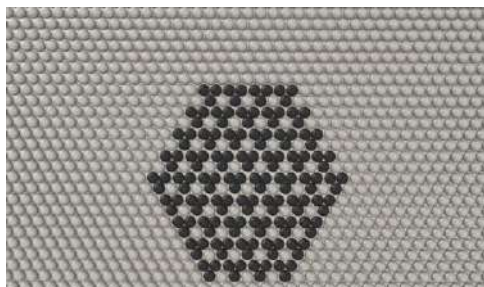


Рисунок 1 - Локализация колебаний атомов плоско-радиального дискретного бризера, расположенного в плотноупакованной плоскости [111] в ГЦК меди.

библиотеки LAMMPS. Возбуждение атомов происходило в центре расчетной ячейки в одной плотноупакованной плоскости [111]. В выбранной для рассмотрения колебательной моде каждый четвертый атом в плоскости [111] остается неподвижным, в то время как остальные атомы в начальный момент времени получают одну и ту же амплитуду смещений от положения равновесия. Локализация колебаний атомов плоско-радиальной колебательной моды в ГЦК меди показана на рис. 1. Степень отклонения атомов от положения равновесия определяется

выражением $r = r_0 + dr \cdot e^{-\frac{r_0}{R}}$, где r_0 – исходное расстояние от центра ДБ, dr – максимальное отклонения атома от положения равновесия, R – определяет степень локализации отклонения атомов в зависимости от удаленности центра дискретного бризера. Таким образом, отклонения атомов вблизи центра ДБ максимальны и по мере удаления уменьшаются по экспоненте. Степень пространственной локализации такова, что значительную амплитуду колебаний имеют от 200 до 400 атомов, в зависимости от амплитуды моды. Предварительные расчеты показали, что устойчивая делокализованная плоская колебательная мода в ГЦК меди наблюдается при начальной амплитуде смещения от положения равновесия в интервале от 0,20 до 0,30 Å, поэтому в ходе моделирования исходной структуры рассматривался только данный интервал амплитуд. Установлено, что в ГЦК решетке меди колебательная мода обладает жестким типом нелинейности, при котором частота увеличивается с ростом амплитуды в диапазоне от 7,35 до 11,95 ТГц. Вследствие этого можно говорить о существовании локализованной колебательной моды или дискретного бризера в ГЦК решетке меди.

На рис. 2 показана зависимость x- и y-компонент смещения от времени одного из атомов, совершающих колебания вдоль оси x и y соответственно. Количество локализованных атомов $R=250$. По сравнению с x- и y-компонентами колебания этого

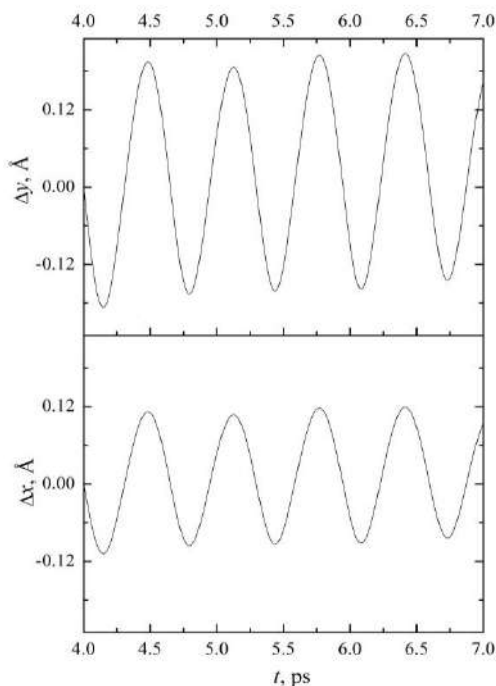


Рисунок 2 - Зависимость x- и y-компонент смещения от времени одного из атомов, совершающих колебания вдоль оси x и y соответственно. Параметр локализации R=250.

атома вдоль оси z оказались незначительны и поэтому в расчет амплитуды колебаний дискретного бризера не принимались. Видно, что данные колебания имеют устойчивый характер в диапазоне от 4 до 7 пс.

Изменение амплитуды колебаний плоско-радиального дискретного бризера в зависимости от номера атома представлено на рис 3. Увеличение количества возбужденных атомов приводит к рассеянию энергии на соседние атомы и уменьшению времени жизни плоско-радиального дискретного бризера.

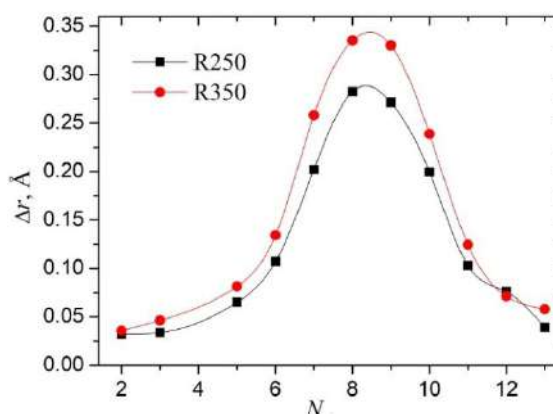


Рисунок 3- Изменение амплитуды колебаний плоско-радиального дискретного бризера в зависимости от номера атома, рассчитанного при двух параметрах локализации R=250 и 350.

Исследования, проведенные при помощи методов молекулярной динамики, позволяют сделать вывод о существовании в ГЦК решетке меди устойчивого плоско-радиального дискретного бризера. Отметим, что дискретный бризер данного типа ранее не был описан в литературе.

Список используемой литературы

1. Сахненко В.П., Чечин Г.М. Симметричные правила отбора в нелинейной динамике атомных смещений // Докл. Акад. Наук. 1993. т. 330. С. 308-310.
2. Chechin G.M., Sakhnenko V.P. Interactions between normal modes in nonlinear dynamical systems with discrete symmetry. Exact results // Physica D: Nonlinear Phenomena. 1998. V.117. №. 1. P. 43-76.
3. Семенов А.С., Мурзаев Р.Т., Кистанов А.А., Бебихов Ю.В. Исследование дискретных бризеров в ГПУ металлах бериллии и цирконии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. т. 12. №. 1. С. 26-30.
4. Murzaev R.T., Kistanov A.A., Dubinko V.I., Terentyev D.A., Dmitriev, S.V. Moving discrete breathers in bcc metals V, Fe and W // Computational Materials Science. 2015. V. 98. P. 88-92.
5. Murzaev R.T., Babicheva R.I., Zhou K., Korznikova E.A., Fomin S.Y., Dubinko V.I., Dmitriev S.V. Discrete breathers in alpha-uranium // The European Physical Journal B. 2016. V.89. №. 7. P. 1-6.

6. Лобзенко И.П., Баязитов А.М., Четвериков А.П., Махмутова Р.И., Кистанов А.А. Численное моделирование трёхмерных дискретных бризеров в ГЦК решётке Ni // Письма о материалах. 2016. т. 6. №. 4. С. 304-308.
7. Бачурина О.В., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. Моделирование линейного дискретного бризера в никеле // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. т. 14. №. 3. С. 363-367.
8. Медведев Н.Н., Старостенков М.Д., Захаров П.В., Пожидаева О.В. Локализованные колебательные моды в двумерной модели упорядоченного сплава Pt 3 Al // Письма в журнал технической физики. 2011. т. 37. №. 3. С. 7-15.
9. Захаров П.В., Старостенков М.Д., Ерёмин А.М., Чередниченко А.И. Дискретные бризеры в кристалле CuAu // Письма о материалах. 2016. т. 6. №. 4. С. 294-299.
10. Захаров П.В., Старостенков М.Д., Ерёмин А.М. Влияние упругой деформации всестороннего растяжения-сжатия на характеристики дискретного бризера в кристалле Pt 3 Al // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. т.13. №. 2. С. 223-229.
10. Murzaev R.T., Bachurin D.V., Korznikova E.A., Dmitriev S.V. Localized vibrational modes in diamond // Physics Letters A. 2017. V. 381. №. 11. P. 1003-1008.
12. Баимова Ю.А., Ямилова А.Б., Лобзенко И.П., Дмитриев С.В., Чечин Г.М. Двумерные кластеры дискретных бризеров в графене // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. т. 11. №. 4-2. С. 599-604.
13. Корзникова Е.А., Савин А.В., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. Дискретный бризер на краю листа графена ориентации "кресло" // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2012. т. 96. №. 4. С. 238-242.
14. Хадеева Л.З., Дмитриев С.В., Кившарь Ю.С. Дискретные бризеры в деформированном графене // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2011. т. 94. №. 7. С. 580-584.
15. Баимова Ю.А., Мурзаев Р.Т., Лобзенко И.П., Дмитриев С.В., Жоу К. // Дискретные бризеры в графене: влияние температуры. Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2016. т. 149. вып. 5, С. 1005–1010.
16. Лобзенко И.П., Безуглова Г.С. Численное исследование дискретных бризеров с мягким типом нелинейности в графене и графене с использованием метода функционала плотности. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. т. 12 №3. С. 361-365.
17. Дмитриев С.В., Корзникова Е.А., Баимова Ю.А. Веларде М.Г. Дискретные бризеры в кристаллах // Успехи физических наук. 2016. Т. 186. № 5. С. 471-488.
18. Бачурина О. В., Мурзаев Р. Т., Корзникова Е. А., Дмитриев С.В. Исследование одномерной нелинейной колебательной моды в ГЦК алюминии // Materials Physics and Mechanics. 2017. т. 33. С. 49-56.
19. Бачурина О.В., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. Исследование плоской колебательной моды в ГЦК металле никеля в плоскости [111] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. т. 14. №. 3. С. 363-367.
20. Foiles S. M., Baskes M. I., Daw M. S. Embedded-atom-method functions for the fcc metals Cu, Ag, Au, Ni, Pd, Pt, and their alloys //Physical review B. – 1986. – Т. 33. – №. 12. – С. 7983.

**НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД С ПОЗИЦИЙ ФИЗИКИ
ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИКИ ТРЕЩИН**

Викторов С.Д, Кочанов А.Н.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, г.Москва, Россия
e-mail: kochanov@mail.ru*

Изучение природы разрушения твердых тел, в том числе горных пород, является одной из приоритетных проблем механики и физики прочности. При кажущейся простоте разрушения его механизм весьма сложен и охватывает огромную область на шкале размеров, начиная от атомного масштаба, а завершается визуальными проявлениями. В рамках современных представлений разрушение материалов является неравновесным пространственно-временным процессом накопления повреждаемости, обусловленного образованием и развитием разномасштабных по размерам (от десятков нанометров и более) пор и трещин. природа которого заключается в микроскопической неоднородности материалов и их структурных особенностях [1-5].

Описание роли теплового движения в процессе разрушения составляет основу кинетическая концепция прочности С.Н. Журкова, которая базируется на экспериментальных результатах, полученные для широкого круга материалов искусственного и естественного происхождения, включая полимеры, металлы, горные породы. Важным следствием кинетического подхода к процессу разрушения твердых тел стало количественная формулировка критерия, известного как концентрационный критерий разрушения. Применительно к горным породам разрушение протекает в две стадии, одна из которых связана с объемным накоплением микродефектов. Представление разрушения, как пространственно-временного процесса накопления и развития нарушений сплошности материала, позволяет обосновать принципиальную возможность прогноза разрушения, например, по интенсивности акустической и электромагнитной эмиссии.

Развитие современной механики разрушения связано с пониманием фундаментальной роль трещин в снижении прочности твердых тел (А.Гриффитс) и введением константы, получившей название «вязкость разрушения» (трещиностойкость). При этом минимальная длина трещины, развивающейся в сплошном теле, определяется уровнем напряжений: чем меньше их значения, тем больше минимальная длина трещин. Кроме того, в работах Л.М. Качанова и Ю.Н. Работнова, признанных в настоящее время классическими, введено понятие поврежденности, что в неявном виде это подразумевает накопление множественных микродефектов.

Вопрос о размерах микродефектов, ответственных за процесс разрушения, достаточно сложен и не решен до настоящего времени и требует проведения дальнейших экспериментальных исследований. В работе [6] с применением метода компьютерной рентгеновской микротомографии получены интересные результаты по оценке размеров микродефектов в образцах горных пород.

С применением этого метода с целью изучения развития микродефектов в горных породах в настоящей работе выполнены экспериментальные исследования. Особенность методики экспериментов заключалось в том, что в качестве образца использовался гранит, представляющий собой природный поликристаллический материал, который до изготовления образцов подвергался динамическому

воздействию. Исследование структуры образцов гранита проводилось на томографе SkyScan 1272.

В результате сканирования было установлено наличие микропор диаметром от 1,0 до 5,0 мкм, которые имели неравномерное распределение в объеме гранита, как это следовало из полученных 3D изображений (рис. 1). Общая пористость исследованного образца равна ~1,8 %. В объеме гранита зафиксированы также микротрещины шириной от 3 до 10 мкм, длиной ~ 1000 мкм. Пустотное пространство некоторых трещин залечено более плотным минералом. Некоторые микротрещины связаны между собой и образуют разветвленную сеть. Результаты исследований с применением метода компьютерной рентгеновской микротомографии опубликованы в работе [7].

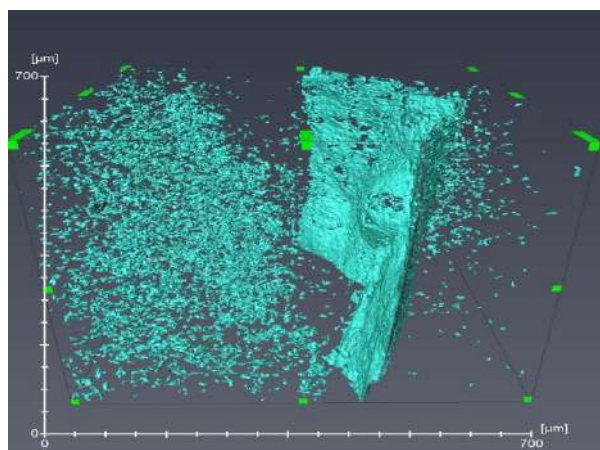


Рисунок 1- Область повышенной концентрации микродефектов в объеме гранита по данным рентгеновской микротомографии

С целью изучения микротрещин и их эволюции при динамическом разрушении выполнены ранее экспериментальные исследования на образцах различных горных пород, результаты которых представлены в работе [8]. С помощью электронной микроскопии анализировались поверхности фрагментов образцов горных пород до и после динамического воздействия. На основании экспериментов в условиях действия высокого импульсного давления ~1-5 ГПа установлено образование микротрещин, минимальная величина раскрытия которых составляет ~ 0,1 мкм.

Развитие микротрещин в результате взрывного воздействия оценивалось также с применением ультразвукового метода по скорости продольных волн. В качестве примера на рисунке 2а представлен график относительного изменения скорости $\bar{C}_p = (C_{p0} - C_p(R))/C_{p0}$ в зависимости от расстояния R от заряда в образцах песчаника и мрамора. Кроме изменения скорости продольных волн, обусловленное развитие микродефектов, прямыми экспериментальными испытаниями установлено снижение прочности на растяжение образцов песчаника, что отражает рисунок 2б.

Следует также отметить результаты исследований контроля эмиссии частиц с помощью лазерных счетчиков как принципиально нового подхода и метода к изучению характера разрушения материалов в зависимости от их структурных особенностей [9].

Проблема прочности материалов носит не только фундаментальный характер, но и ее решение, в частности, необходимо для безопасного и эффективного освоения недр, например при строительстве подземных сооружений или ведении горных работ, в том числе с целью предупреждения катастрофического разрушения в виде горных ударов и других опасных динамических явлений.

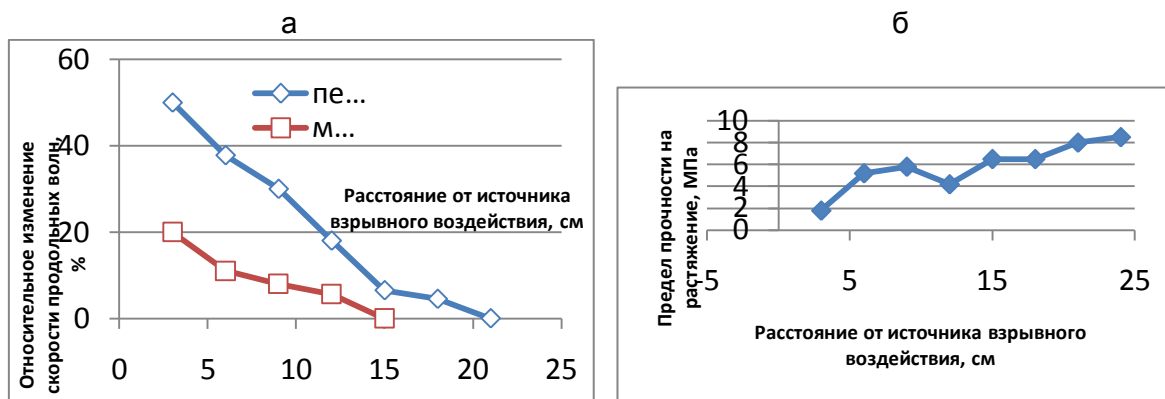


Рисунок 2 – Относительное изменение скорости продольной волны (а) и прочности (б) с расстоянием от источника взрывного воздействия

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 16-17-00066).

Список литературы

1. Журков, С.Н. Кинетическая концепция прочности твердых тел/ С.Н. Журков// Известия АН СССР. 1967.т.3.№10. С.1767-1777.
2. Ботвина, Л.Р. О некоторых общих закономерностей в механике и физике разрушения/Л.Р. Ботвина//VIII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва 7-10 ноября 2017. Сборник материалов М.: ИМЕТ РАН. 2017. С.240.
3. Бетехтин, В.И. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах/ В.И.Бетехтин, А.Г. Кадомцев// Физика твердого тела. 2005. Т.47. вып. 5. С.801-807.
4. Новожилов, В.В., Слепян Л.И. Некоторые проблемы и достижения механики разрушения/ В.В. Новожилов, Л.И. Слепян// Вестник РАН АН СССР. 1987. №9. С.98-108.
5. Моисеенко, Д.Д. Физическая мезомеханика разрушения твердых тел как нелинейных иерархически организованных систем/ Д.Д. Моисеенко, В.Е. панин// Механика твердого тела. 2015.№4. С.42-55.
6. Дамаскинская, Е.Е. Эволюция микротрещин в объеме деформируемого гетерогенного материала по данным рентгеновской микротомографии / Е.Е. Дамаскинская, И.А. Пантелеев, Д.Р. Гафурова, Д.И. Фролов, В.Л. Гиляров, Д.В. Корост// Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов LYIII международной конференции, 16-19 мая, 2017 г. Пермь.2017. – С.77
7. Викторов, С.Д. Анализ дефектов структуры в граните методом компьютерной рентгеновской микротомографии / С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов А.Н., А.А. Пачежерцев //Тез. Докладов Седьмой Международной конференции «Кристаллофизики и деформационное поведение перспективных материалов» 2-5 октября 2017. М.: МиСиС.2017. –С.56
8. Викторов, С.Д. Развитие микротрещин при динамическом разрушении горных пород / С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов// Изв. РАН. Серия физическая. – 2015. – т.79, №6. – С. 829-831.
9. Александров, П.А. Результаты экспериментальных исследований образования субмикронных частиц при разрушении твердых тел // П.А. Александров, С.Д. Викторов, В.И. Калечиц, А.Н. Кочанов // Известия РАН. Серия физическая. 2016. том 80. № 11. – С. 1496–1499.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ УДАРНЫМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЕМ

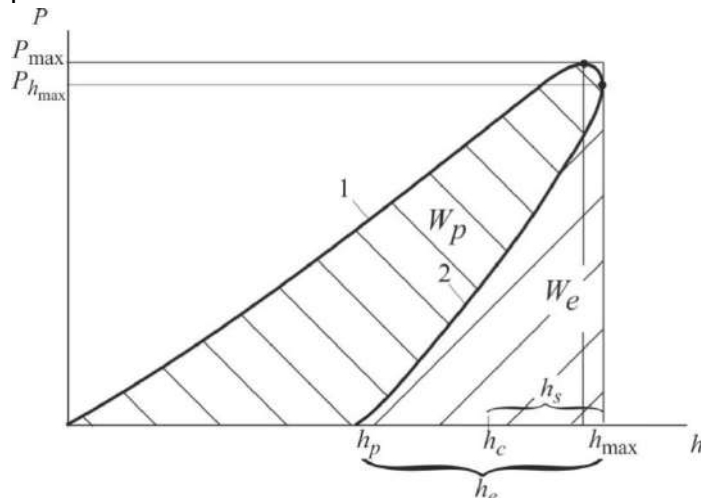
Крень А.П.

Институт прикладной физики НАН Беларуси, г. Минск, alekspk@mail.ru

Пластичность наряду с пределом текучести и временным сопротивлением является важнейшей характеристикой металлов, по которой оценивается их способность претерпевать значительную пластическую деформацию перед разрушением. Благодаря этому свойству при деформировании металла происходит перераспределение локальных напряжений по всему объёму материала, что уменьшает опасность разрушения. На пластичность металлов, как и на величину твердости, сильное влияние оказывает скорость деформации, вид кристаллической решетки и компоненты примесей, что подтверждается существенным отличием пластичности металлов с примесями от чистых металлов.

Целью настоящей работы являлась оценка возможности определения характеристик пластичности с помощью метода ударного микроиндентирования, осуществляемого сферическим наконечником. При этом было предложено характеризовать пластичность металла соотношением пластической и полной деформаций в образующейся при вдавливании лунке с учетом измеряемого одновременно модуля упругости металла.

В работе для определения пластичности использовался прибор типа ИСУМ-1 [1], разработанный в ИПФ НАН Беларуси, позволяющий по данным одного микроудара получить полный цикл нагружения – силовую диаграмму «контактное усилие P – глубина вдавливания индентора h ». Типичный вид диаграммы при испытании упругопластического материала показан на рис. 1. Диаграмма включает стадию нагружения, на которой глубина внедрения увеличивается, и стадию разгрузки, на которой происходит восстановление упругих деформаций, запасенных в материале на стадии нагружения. Как видно из рис. 1, по диаграмме можно непосредственно определить значения пластической h_p , упругой h_e и максимальной h_{max} глубин вдавливания индентора.



1 – стадия нагружения, 2 – стадия разгрузки

Рисунок 1 - Диаграмма вдавливания индентора в упругопластический материал (W_p – пластическая и W_e – упругая составляющие работы деформирования)

Пластичность $\bar{\delta}_d$ при индентировании определялась по отношению пластической деформации к общей. Используя выражение Тейбора [2] была получена следующая формула:

$$\bar{\delta}_d = \frac{h_p}{h_{\max} - 0,5h_e} \quad (1)$$

Формула (1) удобна для использования, поскольку все параметры для определения пластичности $\bar{\delta}_d$, входящие в формулу, берутся непосредственно из диаграммы динамического вдавливания (рис. 1). В тоже время, на определяемое по формуле (1) значение $\bar{\delta}_d$, оказывает влияние модуль упругости материала E и тип кристаллической решетки. Данный факт был учтен введением специального поправочного коэффициента. Эксперименты по определению $\bar{\delta}_d$ проводились на стальных образцах с различной термообработкой, образцах из алюминия и меди (с разной степенью прокатки), титана, вольфрама и их сплавов.

Проведенные эксперименты доказали возможность использования индентирования для разделения материалов по пластическим характеристикам. Так, в частности, показано, что $\bar{\delta}_d$ чистого титана почти в 2 раза превышает пластичность деформированного титанового сплава ВТ-6, что полностью соответствует справочной информации [3]. Пластичность чистой меди существенно превышает $\bar{\delta}_d$ ее сплава – латуни. Термообработка углеродистых сталей в значительной мере влияет на пластичность, понижая ее с ростом твердости, а повышение температуры увеличивает значения $\bar{\delta}_d$. Опыты, проведенные на алюминии с разной степенью прокатки, подтвердили, что его $\bar{\delta}_d$ снижается, что вполне естественно, поскольку при таком виде обработки запас пластичности также уменьшается.

Таким образом, предложен новый метод определения пластичности по отношению глубины пластического вдавливания к контактной глубине в отпечатке с отстройкой от влияния модуля упругости материала. Метод является неразрушающим, основан на использовании динамического индентирования, предусматривающего регистрацию кривой нагружения, и доказал свою эффективность и чувствительность при определении пластических свойств металлов и сплавов. Определяемая характеристика пластичности имеет диапазон изменения для металлических материалов от 0,9 для чистой меди до 0,18 для стали с твердостью 62,2 HRC. Метод позволяет оценивать запас пластичности в изделиях, подвергающихся технологическим или эксплуатационным пластическим деформациям, а также температурному воздействию.

Литература

1. Крень А.П., Мацулевич О.В. Применение метода динамического индентирования для контроля механических характеристик композиционных материалов // Современные методы и приборы контроля качества и диагностики состояния объектов: сб. ст. 6-й Междунар. науч.-техн. конф. / Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2017. – С.265-269.
2. Tabor, D. The Hardness of Metals / D.Tabor. – London: Oxford University Press, 1951. –173 p.
3. ГОСТ 26492–85. Прутки катаные из титана и титановых сплавов. – Введ. 1987-01-01. – М. Изд-во стандартов, 1985. – 31 с.

ОБЪЕМНОЕ ДИНАМИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛИ В ТВЕРДОМ АГРЕГАТНОМ СОСТОЯНИИ

¹Марукович Е.И., ²Ушеренко Ю.С., ³Яздани-Черати Джавад Х., ³Ушеренко С. М.

¹Институт металлов НАН Б, info@itm.by,

²Институт повышения квалификации и переподготовки кадров БНТУ, ³БНТУ.
info@itm.by, osher_yu@mail.ru, j.yazdani.c@gmail.com, usherenko@gmail.com

Аннотация. При пульсации переменного поля давлений в стальной заготовке и одновременной прошивки стальной заготовки сгустками микрочастиц реализуется процесс динамического легирования. В зонах взаимодействия микрочастиц и стальной матрицы наблюдается изменение химического состава матричной стали.

Процесс сверхглубокого проникания (СГП) в основном реализуется как легирование стальной преграды по объему сгустками микроударников на глубину в десятки и сотни миллиметров. В объеме стальной заготовки возникают многочисленные закрытые структурные элементы, в которых можно обнаружить химические элементы, вводимые в форме микрочастиц порошка, но, как правило, наблюдают также занос дополнительных химических элементов.

Размывание по объему преграды массы вводимого вещества можно реализовать при интенсивном трении пучков микрочастиц об матрицу, а соответственно за счет интенсивного торможения микрочастиц при трении. Такой вариант переноса массы (легирования) в сталь представляется энергозатратным. В настоящее время возможности объяснить уменьшение сопротивления ударникам при их движении в твердом теле за счет механизмов, позволяющих экономить кинетическую энергию, полностью исчерпаны. Полученные результаты доказывают, что кинетическая энергия соударения сгустка дискретных ударников с преградой составляет только несколько процентов от общего объема затрат энергии [1]. Поэтому основу базовых исследований составили поиски источников дополнительной энергии. Такой источник энергии должен в условиях кумулятивных процессов в объеме твердого тела, а соответственно в условиях высоких градиентов плотности, генерировать дополнительную энергию в форме полей высокого давления, что позволяет объяснить динамический характер массопереноса. Более чем сорока лет особое внимание было сконцентрировано на поиске вариантов эффективного использования кинетической энергии удара дискретных частиц (ударников) при движении в твердом теле [1]. Однако, к сожалению, все предложенные концепции явления сверхглубокого проникновения, в основу которых были положены допущения, что существуют условия скачкообразного уменьшения затрат энергии, оказались не удачными.

Специалистам в области «физики удара» было с самого начала понятна фундаментальность возникшей дилеммы. Или удастся найти необычный механизм эффективного преобразования энергии удара сгустка в энергию движения отдельных ударников, или нужно будет признать возможность реализации в автомобильном режиме процесса генерации дополнительной энергии.

В ходе последующих исследований было установлено, что источником дополнительной энергии, обеспечивающим реализацию сверхглубокого проникновения, является процесс кавитации микро полостей в плотной плазме (термоядерный синтез) [3]. В этом варианте процесса СГП появляется возможность объяснить занос в объем стальной преграды новых химических элементов. Интенсивные динамические процессы также должны менять структурные элементы.

Целью настоящей работы является изучение эффектов динамического легирования сталей в рамках режима сверхглубокого проникания.

1. Особенности массопереноса при прошивке стали в режиме сверхглубокого проникания

В данном случае $HV = 2417 \text{ Дж/м}^3$, т.е. доля плотности энергии вводимой за счет единичного ударника (b_2) составляет 1,4%. Сжатие канала при кумуляции энергии предопределяет потерю массы ударника по глубине, что и наблюдается в прямом

эксперименте. Рассмотрим экспериментальные результаты изменения диаметра каналов, приведенные в работе. Типичный пример такого канала на стальном шлифе показан на рисунке 1.

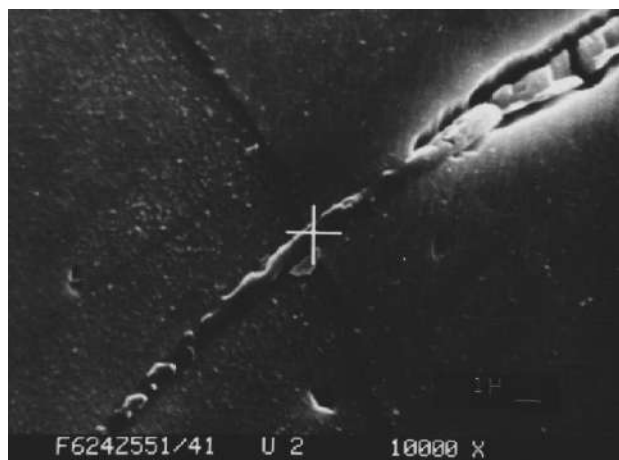


Рисунок 1 - Структура канала в стальной преграде.

За диаметр канала принимается поперечный размер полости с существенно отличающейся от исходного материала преграды травимостью. Избирательная травимость структуры может быть объяснена только наличием высокой дефектности материала канальной зоны, что подтверждается исследованием ее тонкой структуры [1]. Известно, что изменения наблюдаемого диаметра канала (d_k) по глубине имеют периодический характер.

Исследования канальных структур в стали позволили выявить наличие зон без канальной полости. Причем на них виден центральный канальный стержень (рисунок 1). Отсутствие избирательного вытравливания вблизи стержня может быть объяснено только тем, что в этой зоне матричный материал находится в области высоких остаточных сжимающих напряжений. В зонах растягивающих напряжений канальная зона растравливается, образуя на шлифах полости, а в зонах сжимающих напряжений не растравливается.

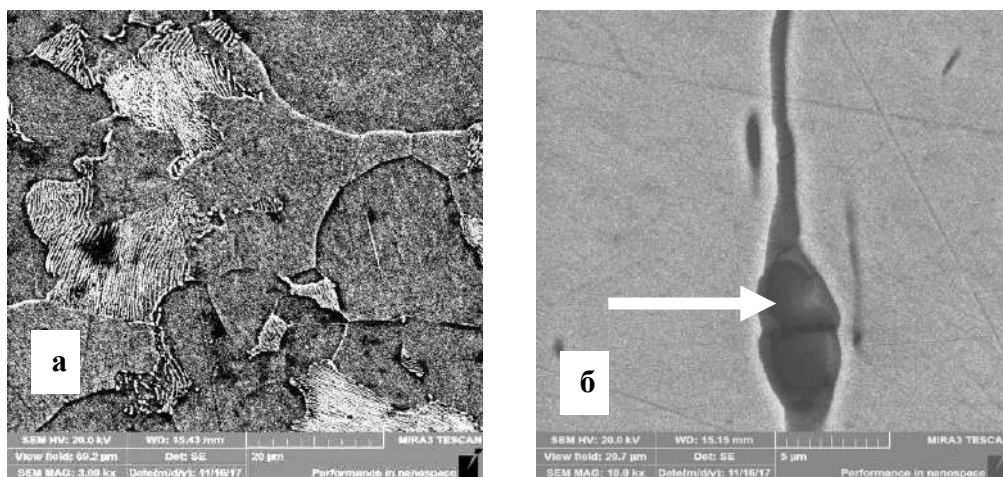
2. Генерация энергии при прошивке стальной защитной преграды в условиях режима сверхглубокого проникания.

При движении в металлической преграде сгустка микрочастиц (порошки) должна генерироваться дополнительная энергия. При этом легирование локализуется и происходит за счет заноса порошковых микрочастиц в канальные волоконные элементы. Есть основания предполагать, что энергия дополнительно генерируемого электрического поля в десятки и сотни раз превышает энергию сгустка пылевых микрочастиц, используемую для их разгона [2].

Формирование активированных канальных зон в стали 10, созданных после обработки на пушечном ускорителе. В исходном материале - сталь 10 активированные канальные зоны отсутствуют (рисунок 2 а).

На рисунке 2б показана структура стали 10 после прошивки сгустком частиц меди и азида натрия. Сталь 10 после прошивки, приготовления шлифов и их травления является армированным по объему вытравленными специфическими канальными элементами.

Особенностью наблюдаемой канальной микрзоны (показана стрелкой белого цвета) являются размеры, которые существенно превышают размеры типичного сверхглубокого канала. Наблюдаем зону локального микровзрыва, объем которого $\approx 186,8 \text{ мкм}^3$. Длина зоны микровзрыва в канальном элементе составляла $\approx 5,3 \text{ мкм}$. Легирование материалом вводимых частиц и новых химических элементов по канальным элементам может достигать десятки массовых процентов.



Исходная сталь 10 (2 а), сталь после прошивки смесью частиц порошка меди и азиды натрия (2 б).

Рисунок 2 - Сталь 10 до и после прошивки сгустками частиц порошка

В режиме реального времени процесса сверхглубокого проникания происходит размывание вводимого вещества по стенкам формируемого ударником канального элемента. При захлопывании каналов со скоростями ~ 1000 м/с вводимый и матричный материалы взаимодействуют между собой, т.е. реализуется динамический массоперенос и легирование в твердом агрегатном состоянии.

Для создания технологии производства волоконных стальных композиционных материалов требуется выполнить два основных условия. Первое условие при прошивке матричных преград: необходимо обеспечить подвод дополнительной энергии к сгустку дискретных микрочастиц, т.е. необходим эффект генерации. Второе условие - обеспечить введения в армирующие волокна дополнительных легирующих химических элементов, в том числе редких, редкоземельных и радиоактивных изотопов [3].

Заключение.

По результатам настоящего цикла исследований можно сделать следующий основной вывод: в режиме СГП в стальной преграде дополнительная энергия генерируется при микровзрывах в канальных элементах, что сопровождается легированием вводимыми и синтезируемыми химическими элементами.

Список литературы.

1.Регистрация эффектов после действия соударения потока частиц порошка с металлами в режиме сверхглубокого проникания. С.М Ушеренко, О.И.Коваль, Л.Г.Коршунов, В.И.Зельдович. Динамическая перестройка структуры материалов. Кол. Монография – НИИ ИП с ОП, Мн.: 2000. –С. 22-46

2.The physics of superdeep penetration phenomenon. J. Owsik, K. Jach, S. Usherenko and other. Journal of Technical Physics, J.Tech. Phys., 49, 1, 3–25, 2008. Polish Academy of Sciences, Institute of Fundamental Technological Research, Warszawa. Military University of Technology, Warszawa.

3.Ушеренко Ю.С.,Ушеренко Ю.С., Шарифзянов В.Г. Генерация энергии при прошивке алюминия сгустками частиц карбида кремния. Экстремальное состояние вещества. Детонация. Ударные волны. Extreme states of substance. Detonation. Shock waves. Международная конференция XIX Харитоновские тематические научные чтения. International Conference XIX Khariton's Topical Scientific Readings.Сборник тезисов докладов. Abstracts – Саров; ФГУП «РФЯЦ – ВНИИЭФ», 2017. С.с. 203- 205.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ
ФУЛЛЕРЕНА C₆₀**

Шпилевский¹ Э.М., Филатов¹ С.А., Шилагарди² Г., Тувшинтур² П.

¹*Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, eshpilevsky@rambler.ru*

²*Национальный университет Монголии, г. Улан-Батор, Монголия,
gshilagardi@yahoo.com, tuvshinee_99@yahoo.com*

Фуллерены часто рассматривают как инструмент и основу для создания перспективных материалов с новыми свойствами [1]. Свойства наноматериалов и наноструктур активно изучаются и уже сегодня многое известно. Исследованию наноматериалов и разработке нанотехнологий посвящен ряд обзоров и монографий, например [2-4]. В настоящей работе приведены результаты исследования механических свойств материалов на основе металлических матриц, допированных малыми количествами фуллерена C₆₀. В качестве металлических матриц использовали алюминий, титан и сталь марки С45.

Композитные пленки получали в вакууме на установке «ВУП-4» конденсацией совмещенных атомно-молекулярных потоков при давлении остаточных паров воздуха $1 \cdot 10^{-4}$ Па. Поскольку фуллерены начинают сублимировать при температурах менее 700 К, а температура испарения металлов выше 1500 К, то для получения металл-фуллереновых плёнок использовались два испарителя. Разогрев испарителей обеспечивался пропусканием электрического тока. В качестве испарителей для металлов использовались молибденовые «лодочки», для C₆₀ — танталовые. Получение пленок с различным содержанием фуллеренов обеспечивалось различными плотностями атомно-кластерных потоков компонентов, что в свою очередь достигалось регулированием температуры испарителей и изменением их расположения относительно подложки. Реальная концентрация фуллеренов в металл-фуллереновых пленках определялась методом рентгеновского микроанализа по интенсивности характеристического рентгеновского излучения K_α-линий атомов металла и углерода в пленках заданной толщины.

Размер и форма зерен сплава зависят от типа металла, его концентрации и температуры подложки. Так, для системы Al-C₆₀ зерна преимущественно имеют вид пирамид, для системы Ti-C₆₀ - полусфер, а для системы Сталь-C₆₀ - вытянутых куполов. Их линейные размеры составляют 30...3000 нм., в зависимости от типа металла и концентрации фуллеренов.

Механические свойства композитов определяли несколькими методами: для толстых слоев (2-3 мкм) - на разрывной машине «Инстрон» при скорости движения подвижных захватов 60 мм/мин, путем построения диаграмм $\sigma=f(\delta l/l)$ и на микротвердомере ПМТ-3, для тонких пленок - на нанотвердомере Nano Indenter II (фирма MTS Systems, США).

Нанотвердомер Nano Indenter II оснащен алмазным индентором, заточенном в форме трехгранной пирамиды (индентор Берковича). Применение индентора Берковича позволяет проводить испытания тонких пленок (100-200 нм) при намного более низких нагрузках, чем в случае применения индентора Виккерса.

В нашем случае при каждом испытании индентор Берковича нагружался трижды. Первый раз нагрузка на индентор возрастала до тех пор, пока не достигалась глубина в 50 нм. При этой нагрузке индентор выдерживался 10 с и нагрузка уменьшалась на 90%. После этого нагрузку увеличивали внедрения индентора до 100 нм и до 150 нм., то есть, твердость определялась на трех глубинах за один раз. При этом задавалась

не нагрузка, а глубина контакта. Скорость внедрения индентора была равна 5 нм/с, 1 мН = 0,1 грамма.

На рис. 1 представлена типичная диаграмма внедрения индентора Берковича для фуллеритовых плёнок.

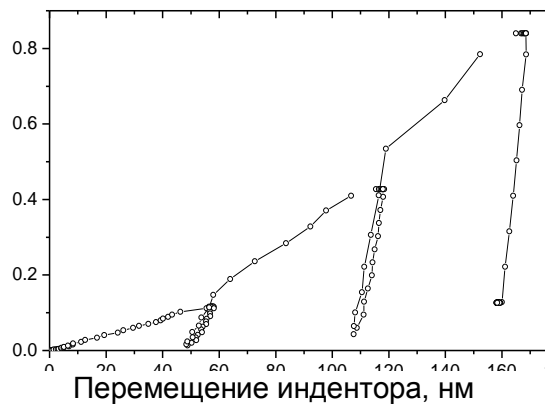


Рисунок 1 - Диаграмма внедрения индентора Берковича для фуллеритовых плёнок

Установлено, что для металл-фуллереновых плёнок с увеличением содержания металла упругость и нанотвёрдость возрастают, возрастает также их износостойкость, что объясняется изменением наноструктуры.

Аналогичные результаты получены для тонких металл-фуллереновых плёнок, сформированных в дуговом разряде в гелиевой среде на стальном аноде при использовании графитового катода и характерных для образования фуллеренов режимов горения дуги. Такие плёнки отличаются высокими значениями твердости и износостойкости [5]. Зависимость микротвёрдости углероднометалл-фуллереновой плёнки и исходного материала (сталь С45) от расстояния от центра образца приведены на рисунке 2.

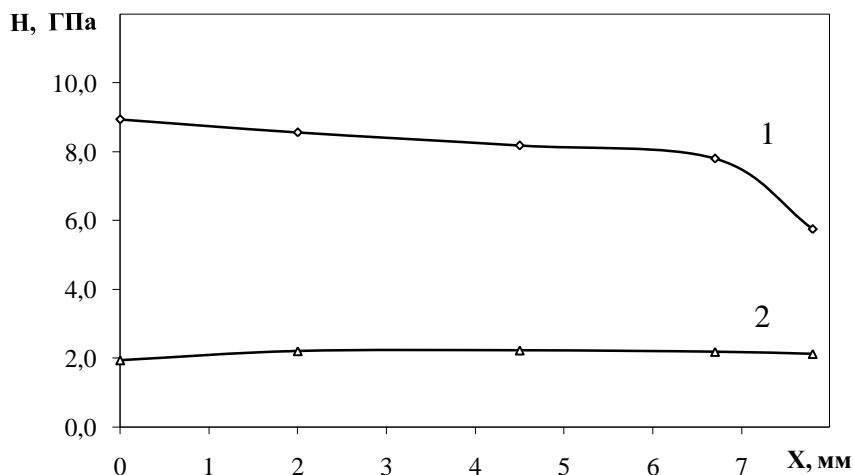


Рисунок 2 - Изменение микротвёрдости металл-фуллереновой плёнки (1) и подложки (сталь С45) (2) от центра электрода к его периферии

Увеличение микротвёрдости плёнки в сравнении с микротвёрдостью исходной подложки (сталь С45), более чем в 4 раза объясняется формированием наноразмерной структуры и образованием углеродных фаз.

В приведенной таблице приведены механические характеристики композитов исследованных металл-фуллереновых систем

Таблица - Механические свойства композита сталь С45+С₆₀

Масс. доля С ₆₀ , %	Предел упругости при растяж., σ_y , МПа	Прочн. при разрыве, σ_p , МПа	Относ. удлинение при пределе упругости, ε_y , %	Модуль Юнга, ГПа
0,0	520	88	6,1	6,31
0,01	543	101	2,2	7,47
0,05	602	106	2,1	8,66
0,1	621	90	2,0	9,47
0,25	610	94	2,9	9,13

Таким образом, показано, что ведение фуллеренов в металлическую матрицу значительно изменяет их механические свойства: повышает предел прочности, микротвёрдость, внутренние механические напряжения. Упрочнение металлов введением фуллеренов вызвана структурными изменениями, приводящими к увеличению дисперсности и повышением внутренних механических напряжений за счет внедрения крупноразмерных (превышающие размеры атомов металла в 14-16 раз) молекул С₆₀ в металлические кристаллиты.

Полученные результаты указывают на перспективность применения металл-фуллереновых плёнок в электронной технике, поскольку трещинообразование и отслаивание плёнок не наблюдалось вплоть до толщины 2 мкм, а титан-фуллереновых плёнок для биомедицинских целей, например, при изготовлении эндопротезов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пул Ч.(мл.), Оуэнс Ф. Нанотехнологии. М.: Техносфера., 2006. – 336 с.
2. Витязь П.А., Свидуневич Н.А. Основы нанотехнологий и наноматериалов. Мн.: Выш.шк., 2010.- 302.
3. Vityaz P.A., Shpilevsky E.M. Fullerenes in matrices of different substances //Journal of Engineering Physics and Thermophysics. 2012, Volume 85, Issue 4, Page 780-787.
4. Шпилевский Э.М., Пенязьков О.Г., Шилагарди Г., Тувшинтур П. Материалы, содержащие фуллерены: достижения и надежды. //Наночастицы в конденсированных средах. Сб. науч. Статей. Минск: ИТМО им. А.В. Лыкова НАН Беларуси. 2015. С. 3-13.
5. Shpilevsky E.M., Zhdanok S.A., Schur D.V. Containing carbon nanoparticles materials in hydrogen energy. Hydrogen Carbon Nanomaterials in clean Energy Hydrogen Systems- II. Dordrecht: Springer Science, 2011. PP. 23-39.

СТАБИЛЬНОСТЬ АЗОТИСТЫХ ХРОМОНИКЕЛЬМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ

Капуткина Л.М., Смарыгина И.В., Свяжин А.Г., Киндоп В.Э.
 НИТУ «МИСус», Москва, Россия, kaputkina@mail.ru

Исследования и практика последних десятилетий показали, что легирование азотом эффективно для повышения эксплуатационных свойств сталей различных структурных классов и разного назначения.

Наиболее эффективно применение азота в легированных и микролегированных сталях. Благодаря большей по сравнению с углеродом растворимости и снижению энергии дефекта упаковки в сплавах железа азот сильнее упрочняет феррит и аустенит, образуя более дисперсные карбиды, способствует получению более мелкого зерна, способствует повышению деформационного, дисперсионного и структурного упрочнения в более широком интервале температур. Азот повышает стабильность аустенита, снижает температуру M_n , повышает коррозионную стойкость сталей в ряде органических и неорганических сред [1–4].

В зависимости от назначения стали выбирается базовый состав, способ введения азота, термическая и термомеханическая обработка. Для получения плотного слитка (бездефектной литой структуры) содержание азота в расплаве должно быть не более его растворимости в расплаве и твёрдом сплаве при температуре кристаллизации, желательна также кристаллизация через аустенит [5].

Аустенитные стали применяются чаще всего в качестве коррозионностойких для работы при низких вплоть до криогенных температурах благодаря повышенной ударной вязкости и/или при повышенных температурах благодаря пониженной скорости диффузии и повышенной стабильности структуры, соответственно более высоким показателям сопротивления ползучести и длительной прочности.

При пониженной температуре эксплуатации одновременное повышение прочности, вязкости и коррозионной стойкости азотистых аустенитных сталей реализуется при обеспечении однородной мелкозернистой структуры без выделения избыточных фаз, т.е. при условии, что весь азот находится в твёрдом растворе. Отсюда и определяются рациональные содержание азота и режимы обработок. В частности заключительной операцией термической обработки может быть рекомендована закалка – обработка на твёрдый раствор. Повышение кратковременной и длительной прочности, тепло- и жаропрочности при повышении или сохранении коррозионной стойкости возможно достичь и при наличии вторых фаз, т.е. в результате регламентации процессов старения.

В настоящей работе исследовали стабильность структуры и механических свойств новых разработанных азотистых сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 (таблица 1) и, для сравнения, традиционной стали 04X18Н9 в условиях длительного термоциклирования и многоциклового механического нагружения.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей, масс. % (остальное железо)

Марка стали	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Cu	Si	Al	P	S	N
10X19Г10Н6АМ2	0,10	18,7	6,1	10,1	1,68	0,01	0,23	0,015	0,011	<0,005	0,31
09X19Г10Н6АМ2Д2	0,09	19,2	6,0	10,1	1,69	2,05	0,20	0,015	0,014	<0,005	0,35
04X18Н9	0,04	18,5	8,6	1,2	0,05	<0,01	0,20	<0,01	0,014	0,015	0,02

Термоциклирование проводили с помощью автоматизированной установки в температурном интервале $-100 \div +100$ °С с общим числом циклов 400 путем попеременного опускания образцов сталей в емкость с температурой -100 °С и $+100$ °С. Механическое циклическое нагружение сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 проведено на базе $N = 10^6$ циклов, цикл асимметричный с растягивающими напряжениями, $\sigma_{max} = 400$ МПа $\approx 0,9\sigma_R$, $\sigma_{min} = 0,1\sigma_{max}$, $\sigma_R \cong 450$ МПа.

Усталостные испытания и циклическое нагружение проводили при комнатной температуре на сервогидравлической машине для усталостных испытаний Instron 8801 при частоте 30 Гц. По результатам циклических испытаний разработанные стали отличаются более высоким сопротивлением циклическому нагружению, чем традиционная аустенитная хромоникелевая сталь 04X18H9: у сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 $\sigma_R \cong 450$ МПа. Образцы разработанных сталей после циклического нагружения оставались немагнитными аустенитными.

Разница значений прочностных характеристик новых сталей до и после циклического нагружения при $N = 1 \cdot 10^6$ циклов при $\sigma_{max} = 400$ МПа (таблица 2) составила 15–25 МПа по σ_B и менее 55–60 МПа по $\sigma_{0,2}$, что не превышает 10 %. Это говорит о стабильности прочностных свойств данных сталей при циклическом нагружении. Сталь 04X18H9 в результате предварительного циклического нагружения заметно упрочнилась: $\Delta\sigma_{0,2} = 115$ МПа, $\Delta\sigma_B = 170$ МПа (разница прочностных свойств до и после циклического нагружения 46 и 30 % соответственно), т.е. прочностные свойства стали 04X18H9 нестабильны при циклическом нагружении. Относительное удлинение δ сталей после циклического нагружения при во всех показало значения на 30–85 % выше, однако следует учитывать, что уровни показателей пластичности до и после циклического нагружения корректно не сравниваемы из-за существенно различных размеров испытываемых образцов.

Таблица 2 – Механические свойства исследуемых сталей в исходном состоянии (ИС), после термоциклирования (ТЦ) 400 циклов в интервале температур $+100 \div -100$ °С и циклического нагружения (ЦН) $N = 1 \cdot 10^6$ циклов при $\sigma_{max} = 400$ МПа для сталей 10X19Г10Н6АМ2, 09X19Г10Н6АМ2Д2 и $\sigma_{max} = 250$ МПа для стали 04X18H9

Марка стали	σ_B , МПа			$\sigma_{0,2}$, МПа			δ , %			КСУ ₋₁₀₀ , МДж/м ²	
	ИС	ЦН	ТЦ	ИС	ЦН	ТЦ	ИС	ЦН	ТЦ	ИС	ТЦ
10X19Г10Н6АМ2	925	950	925	690	630	745	33	53	30	2,20	2,25
09X19Г10Н6АМ2Д2	940	955	930	700	645	690	27	50	30	2,05	1,95
04X18H9	570	740	–	250	365	–	60	78	–	–	–

После растяжения до разрыва (как и в случае растяжения исходно ненагруженных образцов) образцы сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 оставались немагнитными, т.е. аустенит оставался механически стабильным вплоть до достаточно больших степеней деформации. Образцы стали 04X18H9 после растяжения (как и в случае растяжения образцов без предварительного циклического нагружения) стали магнитными, особенно в шейке.

По результатам испытаний на растяжение образцов исследуемых сталей, подвергнутых термоциклированию, разница значений прочностных характеристик сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 до и после термоциклирования при испытаниях при температурах $+20$ °С (таблица 2) и -100 °С не превышает 10 %, при температуре $+100$ °С разница по σ_B составляет 12–14 %. Разница значений относительного удлинения разработанных сталей до и после термоциклирования при испытаниях при температуре $+20$ °С и практически не превышает 10 %, при температурах -100 °С и $+100$ °С разница составляет 11–16 %. Сталь 10X19Г10Н6АМ2 магнитна в шейке после растяжения при -100 °С как до, так и после термоциклирования, во всех остальных случаях разработанные стали в исходном состоянии и после термоциклирования немагнитны до и после растяжения вплоть до разрушения. Результаты испытаний на ударный изгиб при температурах $+100$ °С, -100 °С (таблица 2) и -196 °С образцов исследуемых сталей, подвергнутых термоциклированию, подтверждают сохранение ударной вязкости и стабильности

аустенита после термоциклирования: разница значений ударной вязкости разработанных сталей не превышает 7 % при всех температурах испытаний, а образцы сталей после испытаний оставались немагнитными.

В результате рентгенографических исследований ни в одном случае: ни в одной из сталей, ни в исходном состоянии после ВТМО, ни после циклических обработок, ни после заключительных испытаний на растяжение, – не было обнаружено выделений избыточных фаз (карбидов или карбонитридов). Однако судя по изменениям (уменьшению) периода решётки и ширины рентгеновских линий аустенита при длительных циклических нагружениях и термоциклировании протекают процессы перераспределения дефектов за счёт релаксации напряжений и процессов возврата и, возможно, ранние стадии процессов старения. В стали 04X18H9, отличающейся наименьшей термической и механической стабильностью аустенита, уже в результате усталостных испытаний в структуре появляется α -мартенсит.

Несколько большие различия в показателях прочности и особенно пластичности при испытаниях при повышенной (+100 °С) и пониженной (-100 °С) при термоциклировании по сравнению с испытаниями при комнатной температуре скорее свидетельствуют протекании процессов старения при термоциклировании.

Таким образом, разработанные стали 10X19Г10Н6АМ2 и большей мере 09X19Г10Н6АМ2Д2 обнаружили термическую и механическую стабильность аустенита. Наблюдаемый после циклических нагрузок уровень механических свойств, близких к свойствам этих сталей в исходном состоянии, обусловлен сохранением структурного состояния и незначительными субструктурными изменениями.

Выводы:

1. Разработанные высокопрочные азотистые хромоникельмарганцевые коррозионностойкие стали 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 с высокой термической и механической стабильностью аустенита отличаются более высокими показателями и большей стабильностью механических свойств в условиях длительных циклических нагрузок в широком интервале температур эксплуатации по сравнению с традиционной сталью типа X18H9.

2. В ходе циклического нагружения с $N = 10^6$ циклов и $\sigma_{\max} = 0,9\sigma_R$ ($\sigma_R \cong 450$ МПа) или 400 циклов в интервале температур $-100 \div +100^\circ\text{C}$ стали 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 сохраняют аустенитную структуру, и протекающие субструктурные процессы перераспределения дефектов (релаксации напряжений, возврата) и, возможно, старения не снижают их прочности и ударной вязкости.

Список литературы:

1. Науменко В.В., Шлямнев А.П., Филиппов Г.А. // *Металлург.* – 2011. – № 6. – С. 46–53.
2. Gavriljuk V.G., Focht J., Petrov Yu.N., Polushkin Yu.A. // *Acta Materialia.* – 1998. – V. 46 (4). – P. 1157–1163.
3. Мушникова С.Ю., Костина М.В., Андреев Ч.А., Жекова Л.Ц. // *Металлы.* – 2009. – № 1. – С. 36–41.
4. Kaputkina L.M., Svyazhin A. G., Smarygina I. V., Kindop V. E. // *CIS Iron and Steel Review.* – 2016. – V. 11. – P. 30–34
5. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M., Bazhenov V.E. et al. // *The Physics of Metals and Metallography.* – 2015. – V. 116 – No. 6. – P. 552–561.

ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi

**Демидова Е.С.¹, Иванов А.М.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Андреев В.А.²,
Шеляков А.В.³**

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

³Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия
lena-demi@yandex.ru

За последние несколько лет было показано, что в сплавах с памятью формы термоупругие мартенситные превращения могут быть реализованы в условиях выдержки при постоянной температуре. Несмотря на большой объем экспериментальных данных, изотермическая кинетика мартенситных переходов остается неизученной. В связи с этим, целью данного исследования явилось изучение кинетики изотермического мартенситного превращения и выявление общих закономерностей для разных сплавов с памятью формы на основе TiNi.

В работе были исследованы сплавы с памятью формы на основе TiNi: закаленный сплав $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ и сплав $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$. Кинетику изотермических мартенситных превращений изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и методом измерения электросопротивления.

В работе методом калориметрии показано, что прямой мартенситный переход реализуется в условиях изотермической выдержки внутри и снаружи температурного интервала прямого мартенситного превращения. Обнаружено, что доля изотермически превращенной новой фазы растет со временем до насыщения, величина которого зависит от температуры выдержки. Максимальная величина изотермически образованной мартенситной фазы получена в условиях выдержки при температуре начала прямого мартенситного превращения и составила 45% для сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ и 80% для сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$. Показано, что в сплаве $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ изотермический мартенситный переход возможен в более широком интервале температур, чем в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$.

Результаты, полученные методом электросопротивления, подтверждают возможность реализации изотермического мартенситного превращения при выдержке как внутри, так и снаружи температурного интервала прямого перехода. Показано, что электросопротивление растет со временем выдержки, следовательно, увеличивается доля изотермически образованной мартенситной фазы. Установлено, что за 60 мин выдержки насыщение в изменении электросопротивления не было достигнуто, как это наблюдали при изучении методом ДСК. Кроме того, изменение электросопротивления происходило при выдержке в более широком температурном интервале, чем интервал, в котором наблюдали изотермическое мартенситное превращение методом ДСК. Расширение температурного интервала, в котором наблюдали изменение электросопротивления при изотермической выдержке, происходило за счет расширения температурного интервала в предмартенситной области температур.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 18-38-00362_мол_а).

**ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
СПЛАВА $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$**

Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Николаев В.И.², Крымов В.М.², Тимашов Р.Б.²,
Савельева А.Ю.¹, Газизуллина А.Р.¹

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: resnat@mail.ru

Целью работы явилось изучение функциональных свойств монокристаллов сплава $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$ с различной ориентацией. Монокристаллы сплава $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$ с ориентацией [001] и [011] выращивали методом Чохральского из затравок с ориентацией [001] и [011]. Образцы размером 2,5x2,5x6 мм были подвергнуты гомогенизации при температуре 1200 °С 10 мин с закалкой в воде + отжиг при температуре 600 °С с медленным охлаждением в печи, после чего сплав испытывал превращение $L2_1 \leftrightarrow 10M$ при охлаждении и нагревании. В монокристаллах различной ориентации изучали эффект памяти формы и обратимой памяти формы при нагревании и термоциклировании образцов, предварительно сжатых в мартенситном состоянии до различных деформаций от 3 до 20 %. Исследовали изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянным напряжением (25 – 200 МПа), а также в режиме охлаждения под нагрузкой (25 – 200 МПа) и нагревания без нагрузки.

Полученные результаты показали, что вне зависимости от ориентации монокристаллов, максимальная величина эффекта памяти формы в предварительно сжатых монокристаллах не превосходит 4,5%. Предположено, что это обусловлено тем, что в процессе предварительного сжатия в образце реализуется каскад межмартенситных переходов, однако при разгрузке происходят обратные превращения. Это приводит к тому, что обратимая деформация накапливается в сплаве только за счет переориентации 10 М мартенсита, переход которого в аустенит при нагревании сопровождается деформацией 4,5 – 5%. Показано, что величина эффекта обратимой памяти формы немонотонно зависит от предварительной деформации и максимум наблюдается при остаточной деформации 5-7 %. Величина эффекта обратимой памяти формы зависит от ориентации монокристалла и его максимальное значение 2,5 % обнаружено в монокристалле [011].

Показано, что при охлаждении и нагревании образцов под нагрузкой наблюдается обратимое изменение деформации, величина которой зависит от ориентации монокристаллов. В образцах с ориентацией [001] увеличение напряжения понижает величину обратимой деформации, а в образцах с ориентацией [011] увеличение напряжения до 25 МПа приводит к росту обратимой деформации до 4 %. При дальнейшем увеличении напряжения до 150 МПа величина обратимой деформации не изменяется. Установлено, что обнаруженный эффект обусловлен различной зависимостью температур мартенситных переходов от напряжения. В монокристаллах с ориентацией [001] коэффициент в соотношении Клаузиуса Клупейрона низкий, что приводит к тому, что при нагрузке в аустенитном состоянии в образцах наводится мартенситная фаза и это уменьшает объем сплава, способного испытываться мартенситные превращения при охлаждении и нагревании под напряжением. В монокристаллах с ориентацией [011] коэффициент в соотношении Клаузиуса – Клапейрона высокий, что препятствует образованию мартенсита при нагрузке, а значит, весь объем сплава испытывает фазовое превращение при охлаждении и нагревании под напряжением.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 16-08-00346-а).

**ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ С ОРИЕНТАЦИЕЙ [011]
СПЛАВА NiFeGa ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ**

Савельева А.Ю.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Николаев В.И.², Крымов В.М.²

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: nasta927@mail.ru

Целью работы явилось изучение изменения деформации в монокристаллах [011] сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ при охлаждении и нагревании под постоянным сжимающим напряжением. Монокристаллы сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ с ориентацией [011] выращивали методом Чохральского из затравок с ориентацией [011]. Образцы размером 2,5x2,5x6 мм были подвергнуты гомогенизации при температуре 1200 °С 10 мин с закалкой в воде + отжиг при температуре 600 °С с медленным охлаждением в печи, после чего сплав испытывал превращение L2₁↔10M при охлаждении и нагревании. Образцы устанавливали в испытательную машину Lloyd 30k Plus, оснащенную реверсной рамкой и криотермокамерой. При температуре 140 °С, при которой сплав находится в аустенитном состоянии, образцы деформировали сжатием до различного напряжения 10 – 200 МПа и охлаждали под постоянным напряжением до температуры 25 °С, при которой сплав находится в мартенситном состоянии. Далее образцы нагревали до температуры 140 °С под напряжением, чтобы перевести сплав в аустенитную фазу и реализовать эффект памяти формы. Для каждого образца проводили 10 термоциклов для того, чтобы исследовать термоциклическую стабильность. Дополнительно проводили серию экспериментов, в которых после охлаждения под нагрузкой образцы разгружали и нагревали в ненапряженном состоянии для того, чтобы определить влияние напряжения, действующего при нагревании, на изменение деформации в термоцикле.

Полученные результаты показали, что изменение деформации при охлаждении и нагревании под нагрузкой происходит в узком интервале температур. Увеличение напряжения до 20 - 25 МПа приводит к возрастанию величины эффекта памяти формы до 4%. Увеличение напряжения, действующего при охлаждении, от 25 до 150 МПа слабо влияет на эффект памяти формы, а возрастание напряжения от 150 до 200 МПа уменьшает величину эффекта памяти формы. Установлено, что режим, при котором производили нагревание (под напряжением или без напряжения), влияет на степень уменьшения величины эффекта памяти формы при увеличении нагрузки от 150 до 200 МПа. Наличие напряжения, препятствующего возврату деформации, существенно уменьшает величину эффекта памяти формы. Показано, что режим нагревания влияет и на величину необратимой деформации. Так, если нагревание осуществляли под тем же напряжением, что и охлаждение, то необратимая деформация наблюдается даже при $\sigma = 20$ МПа. Если же нагревание производили без нагрузки, то необратимая деформация не наблюдалась до тех пор, пока напряжение, действующее при охлаждении, не превышало 50 МПа. Термоциклирование под постоянным напряжением показало, что монокристалл [011] сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ демонстрирует лучшую термоциклическую стабильность, чем сплавы на основе TiNi.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 16-08-00346_а).

**СПЛАВ NiFeGa, КАК МАТЕРИАЛ РАБОЧЕГО ТЕЛА ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ
ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГИИ В РАБОТУ****Сибирев А.В.¹, Беляев¹ С.П., Реснина¹ Н.Н., Николаев² В.И., Тимашов² Р.Б.,
Крымов В.М.²**¹*Санкт-Петербургский государственный университет,*²*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук,
Санкт-Петербург, Россия E-mail: alekspsb@list.ru*

Уникальное свойство сплавов с эффектом памяти формы преобразовывать тепловую энергию в полезную работу позволяет использовать их в качестве материалов рабочего тела линейных приводов или двигателей. В этом случае сплав подвергается воздействию многократных теплосмен в интервале температур мартенситных переходов, поэтому важным при выборе материала является его термоциклическая стабильность. Сплав NiFeGa демонстрирует высокую стабильность функциональных свойств при механоциклировании, поэтому можно ожидать, что и при термоциклировании свойства этого сплава будут стабильными. Для того чтобы применять сплав NiFeGa в качестве материала рабочего тела привода необходимо исследовать стабильность его свойств при термоциклировании в режиме производства работы. Поэтому целью работы являлось исследование особенностей реализации эффектов памяти формы в сплаве NiFeGa в цикле производства работы.

Объектом исследования являлись монокристаллы сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ с ориентацией [001], выращенные методом Чохральского. Образцы испытывали в режиме кручения в цикле производства работы: образцы охлаждали под постоянным напряжением 0, 30, 70 или 100 МПа до комнатной температуры, при которой сплав находился в мартенситном состоянии, догружали до напряжения 150 МПа и нагревали под этим постоянным напряжением до температуры 140 °С, при которой сплав находился в аустенитной фазе. Во время догрузки происходила дополнительная деформация по механизму переориентации мартенсита, поэтому величина эффекта памяти формы могла превышать значение деформации, накопленной при охлаждении. Полученные результаты показали, что стабилизация свойств сплава (температуры реализации эффектов памяти формы и их величина) происходит за первые три - четыре термоцикла и при последующем термоциклировании свойства сплава меняются незначительно. В работе показано, что зависимость величины необратимой деформации от нагрузки, действующей при охлаждении нелинейна: минимум был достигнут при охлаждении под нагрузкой 30 МПа. В случае охлаждения без нагрузки, когда вся деформация накапливалась за счёт ориентации мартенсита при комнатной температуре, накопленная пластическая деформация была выше, чем в случае охлаждения под нагрузкой 30 и 70 МПа, но ниже чем при охлаждении под нагрузкой 100 МПа. Вычислена полезная работа, совершаемая сплавом в рабочем цикле, и показано, что её максимальное значение 1,15 МДж/м³ достигается в цикле, в котором сплав охлаждали под напряжением 30 МПа и нагревали под напряжением 150 МПа. Показано, что сплав Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ выгодно отличается от сплава TiNi и других сплавов с эффектом памяти формы высокой стабильностью функциональных свойств при термоциклировании в режиме производства работы.

Работа выполнена при поддержке гранта президента РФ для молодых кандидатов наук МК-1261.2017.8.

ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ БЕЗОПАСНЫХ ДЕФЕКТОВ В ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ
ОСЯХ КОЛЕСНЫХ ПАР, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ
ТЕМПЕРАТУР

Соин К. А.

ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", Москва, Россия
kestmifi@mail.ru

Оси колесных пар, являющиеся одними из ответственных конструктивных компонентов железнодорожного подвижного состава, в процессе эксплуатации подвергаются интенсивным знакопеременным вращательно-изгибным циклическим нагрузкам, обуславливающим тяжелые условия работы осей.

Основными силовыми факторами, действующими на ось является вес вагона с грузом, динамические усилия от колебаний вагона на рессорах и силы от удара колес на стыках рельсов, а также боковые нагрузки, обусловленные действием инерционных сил при движении вагона по криволинейным участкам пути. Местами приложения сил к оси являются шейки и подступичные части. Имеются также остаточные напряжения и местные сборочные напряжения у ступичной части, возникшие при посадке колеса на ось.

По данным "Норм для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колеи 1520 мм (несамоходных)" нагруженность осей характеризуется следующими параметрами:

1. Число циклов нагружения

$$N_c = \frac{365 P_c T_p 10^3}{\pi d_k (1 + k_n)}$$

где P_c - средний суточный пробег (по данным конкретных депо);

T_p - расчетный срок службы оси (или время между ППР);

d_k - диаметр круга катания, м;

k_n коэффициент порожнего пробега (отношение пробега в порожнем состоянии к пробегу в нагруженном состоянии, для пассажирских вагонов $k_n = 0$).

2. Максимальная нагрузка на шейку

$$P = P_{cm} + P_\delta + P_u,$$

где P_{cm} статическая весовая нагрузка, приложенная к шейке оси; $P_\delta = P_{cm} k_{\delta os}$ - вертикальная динамическая нагрузка от колебаний кузова на рессорах ($k_{\delta os}$ - коэффициент динамики, для грузовых 4-х осных вагонов $k_{\delta os} = 0.33$);

P_u - нагрузка от действия центробежных сил в кривых, $P_u = \frac{P_{cm}}{g} \gamma_u \frac{h_u}{l}$, где γ_u - допустимое непогашенное центробежное ускорение вагона в кривой, $\gamma_u = 0.07g$;

h_u - высота центра тяжести полностью загруженного вагона над уровнем осей колесных пар; l - половина расстояния между точками приложения вертикальной силы к шейкам оси ($P_u \cong 0.07 P_{cm}$).

Таким образом максимальная нагрузка на шейку оси составляет $P \cong 1.4 P_{cm}$. Для грузовых вагонов $P_{cm}=11.5$ т, для пассажирских $P_{cm}= 8.85$ т. Боковая сила, приложенная к колесу, движущемуся по наружному рельсу кривой $H_1 = 2.9$ т (для грузового вагона). Приведенные выше значения соответствуют максимально возможным.

В настоящей работе механические свойства металла осей определялись по данным испытаний на статическое растяжение, ударный изгиб, статическую и циклическую трещиностойкость. Помимо годных осей, прошедших УЗК, исследовался металл осей, забракованных по прозвучиванию. Браковочным признаком является затухание УЗ сигнала, превышающее нормированный уровень, что является индикатором наличия крупнозернистой структуры металла и соответственно низких эксплуатационных свойств оси /1-2/.

В связи с отмеченным, для проведения механических испытаний были отобраны шесть осей типа РУ1Ш, три из которых прошли УЗ контроль, и три были забракованы по прозвучиваемости.

В таблице 1 приведены полученные результаты испытаний на растяжение (средние значения по трем образцам для каждой оси).

Таблица 1 - Механические свойства металла осей.

	№ оси	σ_{02} , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	T_{k0}	T_0
оси, прошедшие УЗК	6	287	591	25.9	47	+30	-
	1	381	757	23.8	51	+10	0
	2	325	646	22.5	48.8	+25	+2
забракованные оси	5	318	649	19	33	+60	-
	3	327	627	25	45	+70	+36
	4	310	618	25	44	+60	+37

Исследование характеристик циклической трещиностойкости проводилось на компактных образцах типа СТ-1. Испытания осуществляли при внецентренном растяжении при $T = 20$ °С и $T = -40$ °С и коэффициенте асимметрии цикла $R = 0$. По данным этих испытаний были построены кинетические диаграммы усталостного разрушения в координатах: скорость роста трещины (dl/dN) – размах коэффициента интенсивности напряжений (ΔK), рис.1.

Кинетическая диаграмма развития дефектов в области низких скоростей их распространения имеет излом и два характерных участка: - область, в которой скорость развития дефекта описывается уравнением Пэриса $dl / dN = C_0 \cdot \Delta K^n$ и область интенсивного замедления роста дефекта ниже порогового значения ΔK_{th} , разделяющего эти участки, для которой $dl / dN = C_{th} * \Delta K^{n_{th}}$. В данных соотношениях dl / dN - изменение размера дефекта за один цикл нагружения $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ - размах коэффициента интенсивности напряжений; C_0, C_{th}, n, n_{th} - характеристики материала.

На рис.1 приведены результаты испытаний на циклическую трещиностойкость металла годных и забракованных по прозвучиванию осей при температуре 20 и минус 40 °С. Как видно из рис.5 величина ΔK_{th} для забракованных осей, имеющих крупное зерно, несколько выше, чем для годных. В области выше порогового значения ΔK_{th}

скорость роста трещин в забракованных осях выше, а при $\Delta K < \Delta K_{th}$ ниже, чем в годных осях. Снижение температуры до минус 40 °С практически не влияет на скорость роста трещины при циклическом нагружении.

В таблице 2 приведены значения констант уравнения скорости роста трещин (для верхних огибающих) для металла годных и забракованных осей, а также огибающая всего массива данных.

Таблица 2 - Параметры кинетического уравнения скорости роста трещины металла осей (верхняя огибающая).

оси	C_0 ,	n ,	ΔK_{th} , МПа м ^{1/2}	C_{th} ,	n_{th} ,
прошедшие УЗК	10^{-9}	3.4	19.5	$2 \cdot 10^{-44}$	30.4
забракованные	$5 \cdot 10^{-12}$	5.2	28	$8 \cdot 10^{-65}$	41.7
весь массив	$7 \cdot 10^{-12}$	5.2	19.5	$2 \cdot 10^{-44}$	30.4

Учитывая уровень действующих на оси нагрузок можно отметить, что развитие дефектов в процессе эксплуатации происходит преимущественно в припороговой области, где снижения свойств металла забракованных по прозвучиванию осей не установлено.

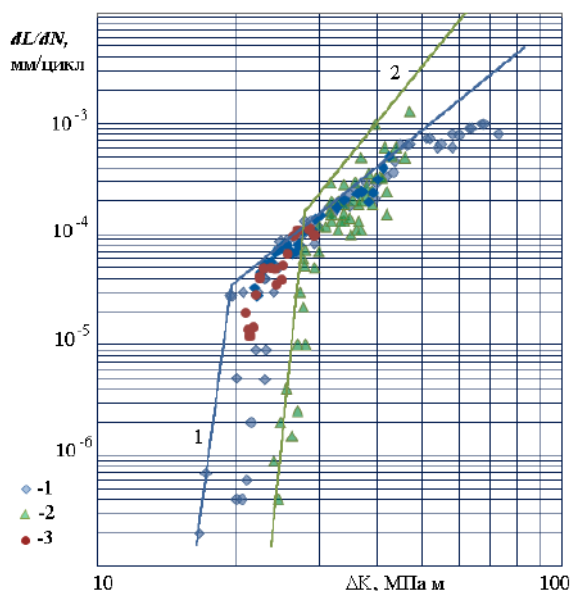


Рисунок 1 - Зависимость скорости роста трещины металла осей от коэффициента интенсивности напряжений. 1, 3 – оси, прошедшая УЗК (1- T=20°C, 3 -T=-40 °C); 2 – оси, забракованные по прозвучиванию, T=20 °C.

Для осей колесных пар характерно циклическое нагружение, с количеством циклов порядка $N=10^9$ за срок эксплуатации. Таким образом, для определения допустимых размеров дефектов необходимо располагать данными по закономерностям развития трещин при скоростях порядка $10^{-9} - 10^{-8}$ мм/цикл, т.е. при $\Delta K \leq \Delta K_{th}$.

Важнейшим вопросом при этом является определение порогового значения размаха коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) в зависимости от асимметрии цикла нагружения R .

Обобщение данных исследований и нормативной методики [6], позволило предложить расчетную зависимость порогового размаха КИН от асимметрии цикла в следующей форме: $\Delta K_{th} = \Delta K_{th0} * (1 - R)^{0.6}$, при $R \leq 1$ и $\Delta K_{th} = 20 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$, при $R > 1$, где $\Delta K_{th0} = 6 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$, рис.2.

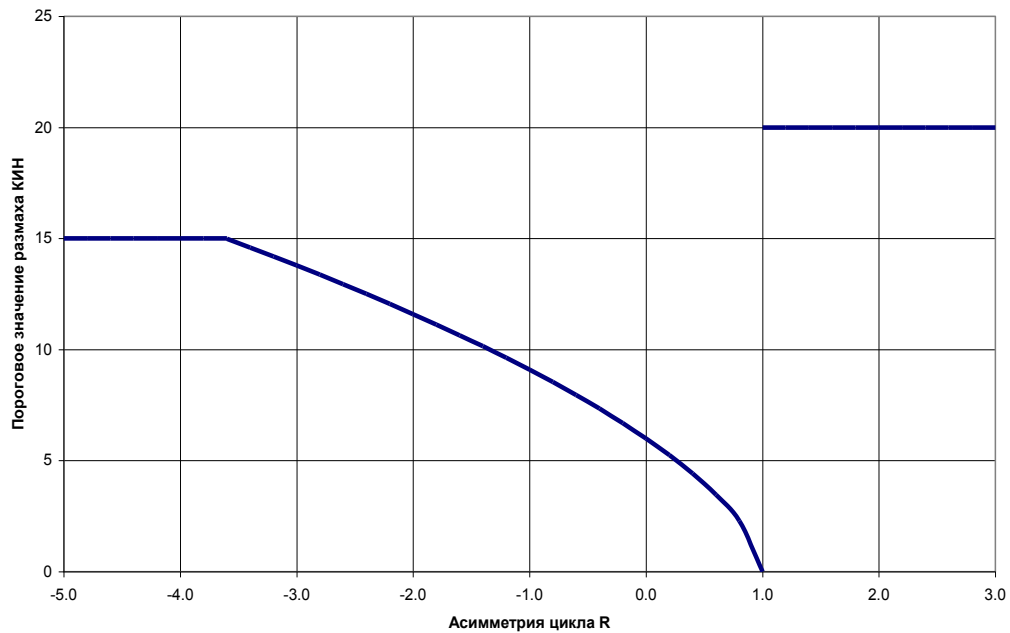


Рисунок 2- Расчетная зависимость порогового значения КИН от асимметрии цикла.

В связи с ограниченным объемом экспериментальных данных для материала осей в качестве расчетной зависимости для распространения дефекта на уровне выше порогового значения КИН использовалась нормативная зависимость [6]

$$v = C_0 * [\Delta K]^n, \text{ где } C_0 = 3 \cdot 10^{-8} \text{ мм/цикл}, n = 2.9.$$

Для нормативной зависимости величина $\Delta K_{th} = 6 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$. В уравнении для припороговой области для консервативности принято значение показатель степени $n_{th} = 8$. Второй параметр уравнения определяется из условия непрерывности зависимости скорости роста трещины выше и ниже порогового значения и составляет

$$C_{th} = \frac{C_0}{(\Delta K_{th})^{n_{th}-n}}$$

Расчетная зависимость скорости роста трещины, определяемая данными параметрами располагается выше и левее всего массива экспериментальных данных для нормальных и забракованных осей на рис.1.

Расчет развития дефекта в одном цикле нагружения производится в следующей последовательности

- Расчет размаха КИН от циклических составляющих напряжений
- Расчет КИН от среднего напряжения цикла
- Расчет коэффициента асимметрии R
- Расчет порогового значения размаха КИН.
- Расчет подроста дефекта в точке А и С с учетом уровня ΔK (выше или ниже порогового значения)
- Расчет размера дефекта после цикла нагружения $a = a + v_A, c = c + v_C$.

На основе представленной методики в среде MathCad была написана программа, позволяющая рассчитывать кинетику роста дефектов в оси.

На рисунке 3 в качестве примера показана форма контура поверхностных дефектов в галтели шейки с начальными размерами 4x12 мм (а) и 4x40 мм (б) в процессе их развития.

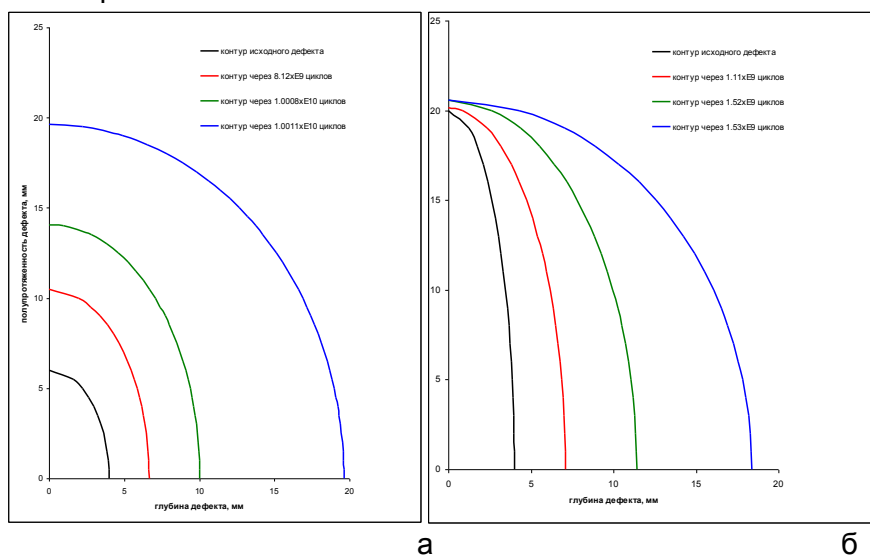


Рисунок 3 - Результаты расчета развития дефекта в галтели шейки (15 мм от торца предподступицы)

Литература

1. СТО РЖД 1.11.001-2005. Контроль неразрушающий приемочный. Оси колесных пар подвижного состава. Методические указания по ультразвуковому контролю. Стандарт ОАО "РЖД" – М.: 2005, 32 с.
2. Расчет основных частей вагонов. - Справочное руководство, М.: Транспорт, 2000, 420 с.
3. ПНАЭ Г-7-002-86 Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок, м., Энергоатомиздат, 1989 г.. 528 с.
4. ГОСТ 25.506-85. Методы механических испытаний материалов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. Госстандарт СССР, Москва, 61с.
5. ASTM E 1921-05. «Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range», in: Annual Book of ASTM Standards, vol.03.01, pp. 1068-10841.
6. .РД ЭО 0330–01. Руководство по расчету на прочность оборудования и трубопроводов реакторных установок РБМК, ВВЭР И ЭГП на стадии эксплуатации. М., Федеральное агентство по атомной энергии. 2004, 136 с.
7. Л.М. Школьник, Ю.Е. Коваленко, Н.И. Мартынов, Л.А. Усова. Полые оси и валы. М.- Машиностроение, 1968,184 с.
8. МР 125-02-95. Правила составления расчетных схем и определение параметров нагруженности элементов конструкций с выявленными дефектами, М., НПО ЦНИИТМАШ, 1995, 52 с.
9. В.А. Гапанович, А.Х. Вopilкин, А.К. Гурвич, А.Г. Казанцев, Д.А. Кононов. Определение остаточного ресурса объектов повышенной опасности. В мире неразрушающего контроля. 2006, №4(34). с.75-77.
10. Gravier et. Al. Revue Generale des Chemins de Fer, 1999, №3, p.33-40. (Прогнозирование срока службы осей колесных пар).

**ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ
ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ
ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ**

**Астафурова Е.Г.¹, Москвина В.А.¹, Майер Г.Г.¹, Астафуров С.В.¹, Мельников Е.В.¹,
Фортуна А.С.^{1,2}, Бурлаченко А.Г.¹, Гальченко Н.К.¹**

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*

²*Томский политехнический университет, Томск, Россия,
elena.g.astafurova@gmail.com*

С использованием методов электронной микроскопии изучена температурная зависимость механизма разрушения и микроструктура высокоазотистых сталей (ВАС) Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N, Fe-19Cr-21Mn-1.5V-0.3C-0.9N и Fe-19Cr-19Mn-2.5V-0.3C-0.8N (мас. %). Закалку горячекатанных при T=1050-1150°C прутков производили в воду после часовой выдержки при T=1200 °C в среде инертного газа. Одноосное растяжение сталей проводили в интервале температур (77-300)K со скоростью деформации $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

В исследуемых ВАС наблюдается сильная температурная зависимость условного предела текучести и величины удлинения. При комнатной температуре величина удлинения слабо зависит от химического состава ВАС – они разрушаются транскристаллитно вязко, за исключением стали с 2,5% V. В последней наблюдали менее 10% хрупкого излома, который связан с хрупким разрушением крупных (6-7-микронных) частиц (V,Cr)(N,C). Аустенитная матрица стали с 2,5% V, несмотря на хрупкое разрушение частиц, имеет вязкий излом с большим количеством ямок на поверхности разрушения и вторичными трещинами вдоль границ крупных частиц.

При понижении температуры деформирования ниже комнатной наряду с ростом прочностных свойств происходит уменьшение пластичности стальных образцов. В стали Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N разрушение образца при T=77K происходит без образования шейки, транскристаллитно хрупко по механизму квазискола. Доля хрупкого излома на поверхностях разрушения составляет 80-90%. Легирование 1,5%V приводит к изменению механизма разрушения ВАС от преимущественно хрупкого (квазисколом) к преимущественно вязкому. Доля хрупкого излома на поверхности разрушения образцов составляет менее 15%. Характер хрупкого излома также претерпевает изменения: в отличие от транскристаллитного квазискола в стали без ванадия, в стали с 1,5%V хрупкое разрушение происходит в теле и по границам зерен. На хрупких элементах изломов видны ямки, размер и характер распределения которых говорит о том, что они образуются в результате «выкрашивания» сферических частиц (V,Cr)(N,C). В ВАС с 2,5%V доля хрупкого разрушения, за вычетом доли излома от частиц, близка к данным для стали с 1,5%V. При этом характер хрупкого излома смешанный – преимущественно внутризеренный по механизму квазискола (по аналогии со сталью без ванадия), но встречаются элементы разрушения по границам (как в стали с 1,5% V). Механизм влияния легирования ванадием на закономерности излома при 77K основан на изменении характера микроструктуры ВАС в присутствии дисперсных частиц – торможение дефектов частицами и частичное подавление планарности сдвига.

Таким образом, выявлены закономерности влияния легирования ванадием (дисперсионного твердения) на пластичность и характер разрушения исследуемых сталей в интервале температур (77-300) K, которые заключаются в подавлении вязко-хрупкого перехода в ВАС.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 17-19-01197).

**НОВЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ
СУБСТРУКТУРНЫХ И ОРИЕНТАЦИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ
ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ**

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шуринов Р.В., Дергачева А.В.
Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина
г. Харьков, Украина, Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Хорошо известно, что механические свойства поликристаллических материалов и закономерность их пластической деформации зависят от структурной, субструктурной и ориентационной неоднородности, которая всегда имеет место в исследуемых образцах. Таким образом, проблема определения характеристик этой неоднородности и определение ее влияния на механические характеристики поликристаллических образцов представляется достаточно важной и актуальной. Известным является и тот факт, что характеристики субструктурной и ориентационной неоднородности меняются в процессе деформирования и это также сказывается, в конечном итоге, на механических характеристиках деформируемых поликристаллов.

Для изучения проблемы самосогласования изменений характеристик субзеренной структуры необходимы методики, позволяющие не только определять параметры субструктуры деформированных образцов, но и их изменения в процессе деформирования в любых областях образца вплоть до его разрушения.

В [1, 2] приведена оптоэлектронная методика регистрации *in situ* цветовых ориентационных карт от всей поверхности исследуемого образца в процессе его деформирования. Основой этой методики является обнаруженный авторами эффект дифракции белого света на квазипериодическом рельефе поверхности образца, возникающем в результате химического травления. Эффект дифракции проявляется в цветовом изображении поверхности образца при его регистрации с помощью WEB - камеры и компьютера.

Экспериментально показано [2], что цветовое изображение в цветовом пространстве RGB различных областей поверхности образца при одних и тех же условиях регистрации находятся в однозначном соответствии с их кристаллографической ориентацией. Это дает возможность по цветовым оттенкам изображения отдельных областей поверхности образца определить их размеры и кристаллографическую ориентацию.

Основным недостатком этого метода является невозможность визуально идентифицировать субзерна по цветовому оттенку их изображения из-за большого числа оттенков в цветовом пространстве RGB.

Ниже приводится описание высокоразрешающей методики выявления субзеренной структуры по цветовым ориентационным картам (ЦОК), исключающей этот недостаток.

Предлагаемая методика позволяет проследить *in situ* за изменением субзеренной и ориентационной неоднородности поликристаллических образцов в процессе их деформирования одновременно в любой области поверхности образца. Линейное разрешение этой методики составляет ≈ 1 мкм, а угловое – не превышает 5 секунд [3].

Методика содержит два этапа. На первом этапе цветовые ориентационные карты, полученные от исследуемой поверхности образца, последовательно регистрируются в оттенках красного (R), зеленого (G), синего (B) или серого цветов, каждый из которых содержит 255 оттенков.

Такое количество оттенков цвета позволяет, во-первых, получить распределение субзерен по размерам и кристаллографической ориентации и, во-вторых, визуализировать субзерна на поверхности образца (зерна).

На рис. 1 в качестве примера приведены цветовая ориентационная карта поверхности одного из зерен поликристаллического образца алюминия, полученная в оттенках серого цвета (а), и распределение областей изображения поверхности с одним и тем же оттенком серого цвета n по их площади S_n и величине n , характеризующей кристаллографическую ориентацию, полученное с помощью специальной компьютерной программы (б).

Другими словами, рис. 1, б представляет собой распределение субзерен по размерам (площади) S_n и условной кристаллографической ориентации n .

На цветовой ориентационной карте (рис. 1, а) визуально не различимы оттенки серого цвета, характеризующие ориентационную неоднородность этого зерна, а рис 1, б достаточно наглядно иллюстрирует субструктурную и ориентационную неоднородность поверхности зерна. Распределение, приведенное на этом рисунке, позволяет определить минимальный, максимальный и средний размер субзерен. Очень важным является возможность определения спектра условной разориентации Δn . Проведенные экспериментальные исследования закономерностей изменения характеристик субзеренной структуры в отдельных зернах поликристаллических образцах алюминия в процессе его деформирования показали, что спектр разориентаций субзерен оказывается наиболее чувствительным к величине деформации.

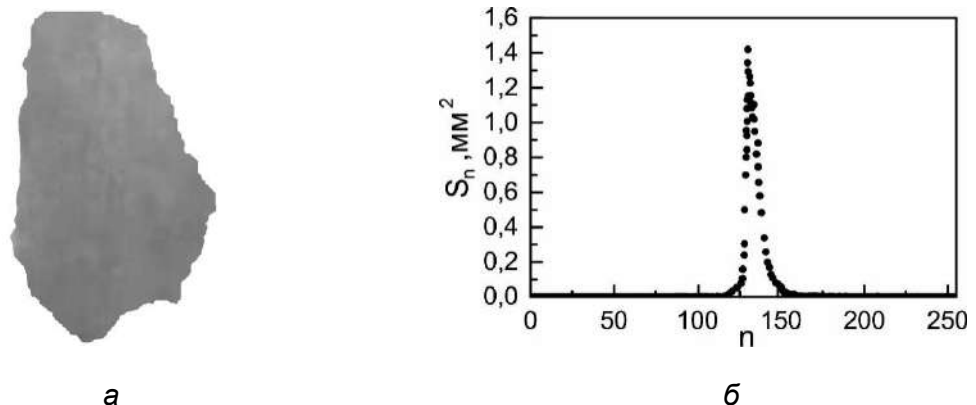


Рисунок 1 - Цветовая ориентационная карта от поверхности одного из зёрен хорошо отожжённого поликристалла алюминия (а) и кривая, характеризующая распределение на поверхности зерна субзерен по размеру (площади) S_n и кристаллографической ориентации n (б).

На рис. 2 приведены кривые распределения $S_n = f(n)$, полученные для одного из зёрен поликристаллического образца алюминия в процессе его деформирования. Из этого рисунка видно, как в процессе деформирования образца изменяются спектр разориентации субзерен и другие характеристики субзеренной структуры.

Для визуализации субзеренной структуры на поверхности зерна и, при необходимости, определения углов условной разориентации соседних субзерен используется второй этап метода визуализации. Он заключается в замене неразличимых оттенков серого цвета на цветовой ориентационной карте (рис. 3, а) на визуально различимые субзерна, подобранные из цветового пространства RGB. На рис. 3, б приведено цветное изображение поверхности исследуемого зерна после такой замены оттенков цвета.

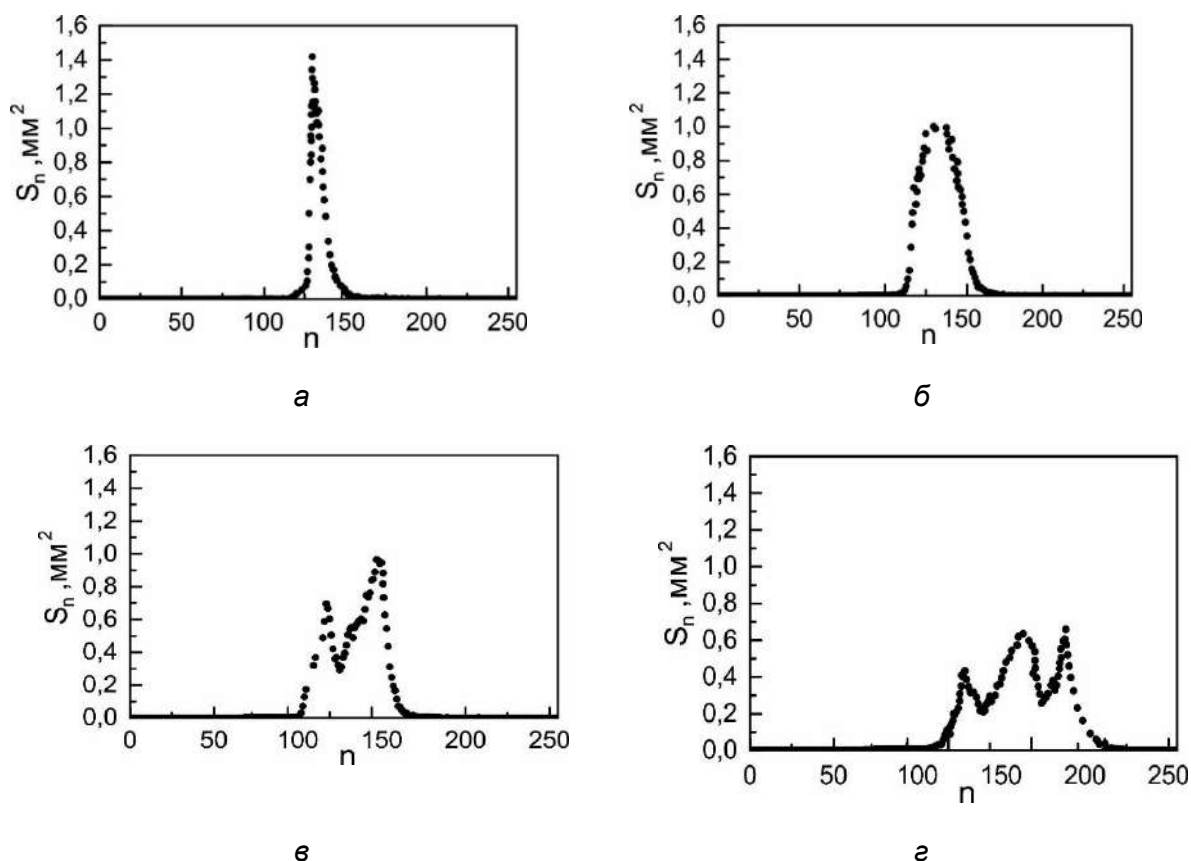


Рисунок 2 - Изменение распределения $S_n = f(n)$ для зерна, представленного на рис. 1, а, в процессе пластического деформирования: $\varepsilon = 0\%$ (а); $\varepsilon = 5\%$ (б); $\varepsilon = 12\%$ (в); $\varepsilon = 20\%$ (г).

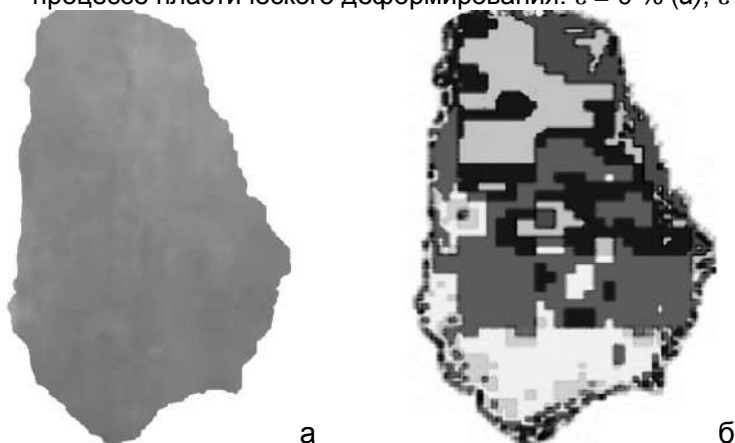


Рисунок 3 - Цветовое изображение поверхности исследуемого зерна до деформирования образца (а) и после визуализации на ней субзеренной структуры (б).

Литература

- 1.Е.Е. Badiyan, A.G. Tonkopryad, O.V. Shehovtsov, R.V. Shorinov, T.R. Zetova. Optical Technique for the In Situ Study of Orientation and Structure Changes Accompanied the Plastic Deformation of Polycrystalline Specimens of Aluminum // Inorganic Materials. – 2011. – №15. – P. 1663 – 1666.
- 2.Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р. Оптическая методика исследования *in situ* ориентационных и структурных изменений, сопровождающих пластическую деформацию поликристаллических образцов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2010. – Т. 76. – № 8. – С. 34 – 38.
- 3.Патент 104249 України, МПК (2013.01), G01N 21/00, G01N 33/20 (2006.1). Спосіб візуалізації орієнтаційної неоднорідності та морфології поверхні монокристала або окремих зерен полікристала / Бадіяні Є.Ю., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р., Казачкова К.С.; Заяв. і патентовласник ХНУ імені В.Н. Каразіна. – № а 2012 14845; заявл. 24.12.12.; опубл. 10.01.14, Бюл. №1.

**ОСОБЕННОСТИ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ,
ГЕНЕРИРУЕМОЙ ЭЛЕМЕНТАРНЫМИ МЕХАНИЗМАМИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ
РАСТЯЖЕНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЁТКОЙ**

**Данюк А.В.¹⁾, Мерсон Д.Л.¹⁾, Ясников И.С.¹⁾,
Аглетдинов Э.А.¹⁾, Афанасьев М.А.^{1)*}, Виноградов А.Ю.^{1, 2)}**

¹⁾ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия;

²⁾ Норвежский университет естественных и технических наук, Тронхейм, Норвегия.

* maxwel-i@yandex.ru

В работе рассмотрено поведение акустической эмиссии (АЭ) при растяжении ГЦК металлов на примере алюминия, меди и серебра номинальной чистоты не хуже 99,99%, а также никеля технической чистоты. Выбор указанных элементов обусловлен тем, что они имеют существенно отличающиеся значения энергии дефекта упаковки (ЭДУ) в диапазоне от 300 мДж/м² для никеля до 20 мДж/м² для серебра.

Из пластин чистых металлов (Ni, Al, Cu, Ag) толщиной 2 мм (производства Nilaco Corporation, Япония) с помощью электроискровой вырезки были изготовлены идентичные плоские образцы на растяжение с размером рабочей части 15×7×2 мм и широкими лопатками, предназначенными под установку датчика акустической эмиссии и закрепление в захватах испытательной машины. Перед испытаниями образцы отжигали в вакуумной печи в течение 90 минут при температуре 0.85 $T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления соответствующего металла. В результате такой обработки для всех элементов были получены образцы со схожим размером зерна (от 90 до 500 мкм), оценка которых выполнялась на электролитически полированных образцах с применением как оптической, так и электронной микроскопии с использованием техники дифракции обратно-рассеянных электронов (electron back scattered diffraction – EBSD). Использовался детектор EBSD Hikari-5 EDAX/TSL установленный в сканирующем электронном микроскопе Zeiss SIGMA с полевым катодом. Растяжение образцов выполнялось на универсальной испытательной машине Tinius Olsen H50KT с датчиком нагрузки до 5000 Н и прецизионным измерением деформации с помощью штатного экстензометра с разрешением 1 мкм. Растяжение образцов выполнялось в режиме постоянной скорости перемещения активного захвата - 2 мм/мин, что соответствовало номинальной скорости деформации $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Сигнал акустической эмиссии регистрировался широкополосным пьезоэлектрическим преобразователем NF AE-900S WB в полосе частот от 100 до 900 кГц, подключенного через малошумящий усилитель PAC 2/4/6 с усилением +60 дБ. Запись АЭ выполнялась платой PAC (Physical Acoustic Corporation, США) PCI-2, которая была настроена на непрерывную запись сигнала (режим непрерывной беспороговой записи) с дополнительным усилением +6 дБ и полосовой фильтрацией 10÷1000 кГц, частота дискретизации цифровой записи составляла 2 МГц.

Регистрируя непрерывную АЭ, можно оценивать параметры в любой момент эксперимента на интервале произвольной длины, что является бесспорным преимуществом при дальнейшей обработке и получении статистически значимого результата. В качестве примера на рисунке 1 представлены кривая нагружения, коэффициент деформационного упрочнения, мощность сигнала акустической эмиссии и медианная частота, полученные в процессе деформации образца меди.

Мощность P_{AE} акустической эмиссии для всех образцов имеет схожее поведение и повторяет качественно характер поведения амплитуды сигнала. На этапе максимальной скорости упрочнения P_{AE} имеет максимальное значение, а затем монотонно спадает (оставаясь не нулевым) до момента полного разрушения образца, непосредственно перед которым снова наблюдается небольшое увеличение значения

P_{AE} , связанное с существенным увеличением локальной скорости деформации в шейке образца и образованием микротрещин при разрушении. В качестве важной особенности поведения АЭ, необходимо отметить наличие корреляционной связи между коэффициентом деформационного упрочнения, $\theta = d\sigma/d\varepsilon$, и мощностью АЭ для всех выбранных сплавов, которая проявляется в том, что пик мощности АЭ, P_{AEmax} наблюдается на самых ранних стадиях деформации, где происходит наиболее быстрое упрочнение, а затем мощность АЭ спадает одновременно с падением значения θ .

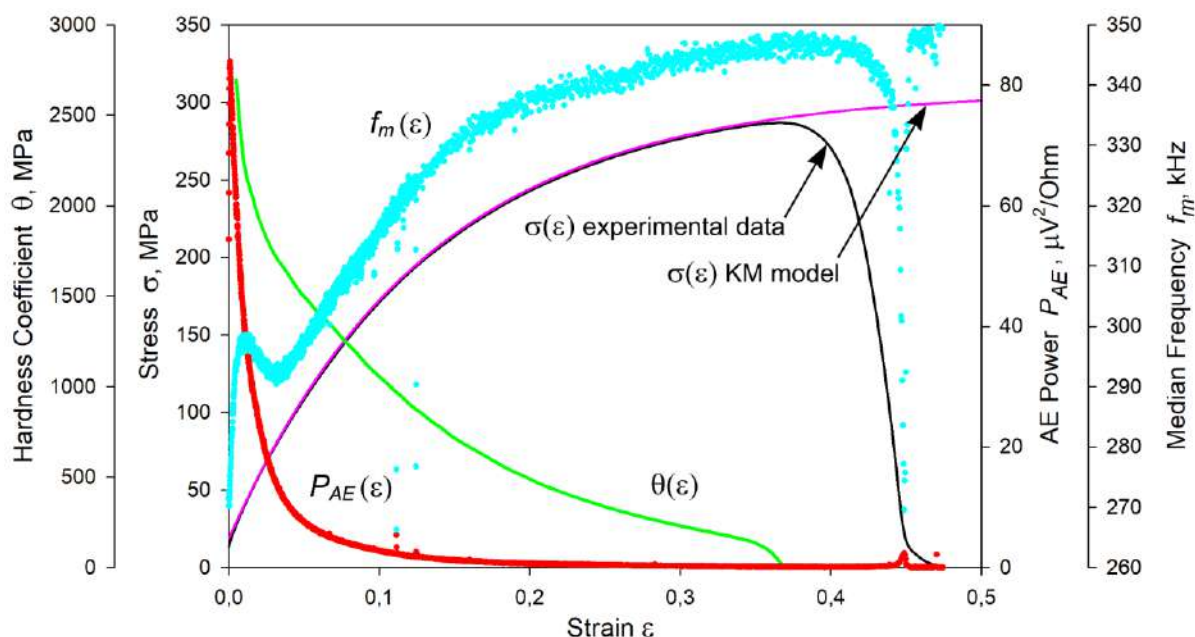


Рисунок 1 - Экспериментальные результаты, полученные в процессе деформации образца меди: кривая нагружения $\sigma(\varepsilon)$, коэффициент деформационного упрочнения $\theta(\varepsilon)$, мощность сигнала акустической эмиссии $P_{AE}(\varepsilon)$ и медианная частота $f_m(\varepsilon)$. Кривая нагружения $\sigma(\varepsilon)$ приближена аналитической зависимостью в рамках модели Кокса-Мекинга (показано стрелками на рисунке).

В таблице 1 представлены параметры исследованных металлов и полученные экспериментальные результаты. В частности рассматривая зависимость пика мощности сигнала АЭ от значения ЭДУ, видно, что величина P_{AE}^{max} явным образом снижается с повышением ЭДУ при прочих схожих микроструктурных и текстурных характеристиках материалов [1]. Следует отметить, что вызывает некоторое сомнение значение P_{AEmax} , найденное для никеля, т.к. он в отличие от других исследуемых металлов имеет техническую, а не особо высокую, чистоту, а примеси, как известно [2], снижают высоту пика АЭ. С другой стороны, величина зерна никеля в нашем случае, выше, чем в других металлов, что должно, при достаточно больших размерах зерен, наоборот приводить к росту энергии АЭ, как наблюдалось, например, в чистом алюминии [3]. Следовательно, тенденция снижения энергии АЭ с повышением ЭДУ, скорее всего, выполняется и для никеля.

Кроме того, в данной работе были определены параметры модели Кокса-Мекинга, отвечающие за эволюцию дислокационного ансамбля. При этом были сопоставлены данные, полученные определением точки начала потери устойчивости пластического течения графическим способом из пересечения зависимостей механического напряжения и коэффициента упрочнения от истинной деформации и по

модели Кокса-Мекинга. Результаты представлены в таблице 1. В частности, рассматривая зависимость деформации в точке потери устойчивости пластического течения, которая как известно обратно пропорциональна скорости дислокационного возврата, $\varepsilon_{NC} \sim 1/k_2$, видно что она снижается с повышением ЭДУ при прочих схожих микроструктурных и текстурных характеристиках материалов.

Таблица 1 - Параметры металлов и полученные экспериментальные результаты

Наименование параметра	Металл			
	Ag	Cu	Al	Ni
Энергия дефекта упаковки, γ , мДж/м ² (литературные данные)	18...25	40...70	150...250	250...350
Средний размер зерна, d , мкм	90 ± 70	100 ± 35	200 ± 100	500 ± 300
Амплитуда пика АЭ сигнала, A_{AE}^{max} , мкВ	57	46	36	31
Пик мощности АЭ, P_{AE}^{max} , мкВ ² /Ом	126	82	43	30
Абсцисса точки Консидера, найденная графическим способом, ε_{NC}^{graph}	0,37	0,30	0,25	0,20
Абсцисса точки Консидера, найденная из КМ-модели, ε_{NC}^{KM}	0,39 ± 0.05	0,30 ± 0.05	0,28 ± 0.05	0,25 ± 0.05

Качественно похожее поведение параметров акустической эмиссии для исследованных различных металлов: Ag, Cu, Al и Ni является следствием работы идентичного деформационного механизма в ГЦК решетке, а именно, скольжения дислокаций. При этом, энергетические параметры АЭ отражают процессы эволюции дислокационных ансамблей и демонстрируют одинаковую стадийность. Однако, количественные характеристики АЭ весьма чувствительны к энергии дефекта упаковки, поскольку последняя оказывает существенное влияние на подвижность дислокаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания высшим учебным заведениям и научным организациям в сфере научной деятельности Министерства образования и науки Российской Федерации (проект № 11.5281.2017/8.9).

Список литературы

1. A.V. Danyuk, D.L. Merson, I.S. Yasnikov, E.A. Agletdinov, M.A. Afanasiev, A. Vinogradov The effect of stacking fault energy on acoustic emission in pure metals with face-centered crystal lattice // Letters on materials. - 2017. - Vol. 7, N 4 - P. 437-441.
2. A. Vinogradov, D.L. Merson, V. Patlan, S. Hashimoto, Effect of solid solution hardening and stacking fault energy on plastic flow and acoustic emission in Cu-Ge alloys // Materials Science and Engineering A. – 2003. – vol. 341, N 1-2. – P. 57 – 73.
3. C. Scruby, H. Wadley, J.E. Sinclair The Origin of Acoustic-Emission during Deformation of Aluminum and an Aluminum-Magnesium Alloy // Philosophical Magazine A (Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties). – 1981. – vol. 44, N 2. – P. 249 – 274.

КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГАХ, ПОЛУЧЕННЫЕ ТВЕРДОФАЗНЫМ СПОСОБОМ

Коржов В.П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,
korzhov@issp.ac.ru

Представлена микроструктура карбидных покрытий, полученных по твердофазной технологии на лентах ниобия, сплава Nb-2%Zr и Ti-сплава с 10.0%Cr, 7.3%Mo 2.6 мас.%Al. Исследуемые карбидные покрытия относятся к диффузионным покрытиям. Все диффузионные покрытия различаются способом нанесения материала покрытия на поверхность металла. Из известных это – насыщение поверхности металла материалом покрытия из порошковых смесей, из газовых сред (прямоточный и циркуляционный методы), из расплавов металлов или их солей, содержащих диффундирующий элемент, из паст и суспензий (шликерный метод) и диффузионное насыщения поверхности элементом покрытия с использованием вакуума.

В данной работе карбидные покрытия наносились на металлические ленты, чтобы потом использовать их для формирования многослойного пакета, из которого будет получен жаропрочный слоистый композит, упрочненный этими самыми карбидными покрытиями. Другое дело, что используемый способ нанесения покрытия может быть доработан до получения карбида, функционально предназначенного быть покрытием.

Последовательность операций получения отрезков металлических лент с двухсторонним карбидным покрытием такова. Сначала собирался пакет, состоящий из 10–20 лент из ниобия, сплава Nb–Zr или Ti-сплава толщиной несколько десятков микрон, чередующихся с лентами из графита, являющихся продуктом терморасширенного графита (exfoliated graphite) [1]. Пакет подвергался термической обработке (ТО) под давлением до 15 МПа при 1500°C в течение 30–60 мин. После ТО пакет легко разбирался по графитовым слоям и очищался от их остатков.

1. Микроструктура поперечного сечения ленты из Ti-сплава с карбидным металлическим покрытием представлена на рис. 1. Поверхности ленты после ДС оказались достаточно неровными, но само покрытие представляется плотным толщиной от ~3,5 до 6–7 мкм. Исследования с помощью растровой электронной микроскопии и локального рентгено-спектрального анализа дали следующие результаты (рис. 2).

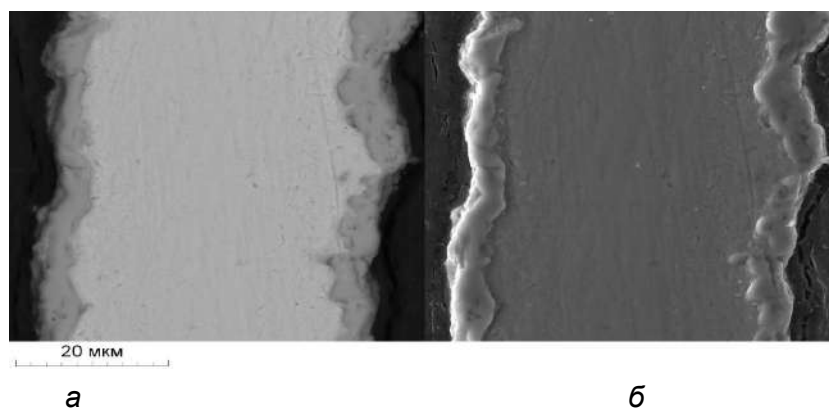


Рисунок 1 - Микроструктура поперечного сечения ленты из Ti-сплава после ТО при 1500°C при съемке во вторичных (а) и отраженных (б) электронах

Составы карбидных покрытий соответствовали монокарбидам на основе титана: (Ti,Me)C, где Me – Cr, Al, Mo. Для лент из пакетов, подвергавшихся ТО под давлениями 8 и 15 МПа, состав покрытий изменялся так мало, что, будучи приведенными к химическим индексам, они оказались неразличимыми по составу: $(\text{Ti}_{1,18}\text{Me}_{0,01})_{1,19}\text{C}_{0,81}$.

Согласно двойной диаграммы состояний Ti–C состав лент из Ti-сплава (~72,5Ti, ~21,5Me и ~6 ат.%C) соответствовал эвтектической области α -(Ti,Me) + (Ti,Me)C. Концентрации Me и C были близки к эвтектическому составу.

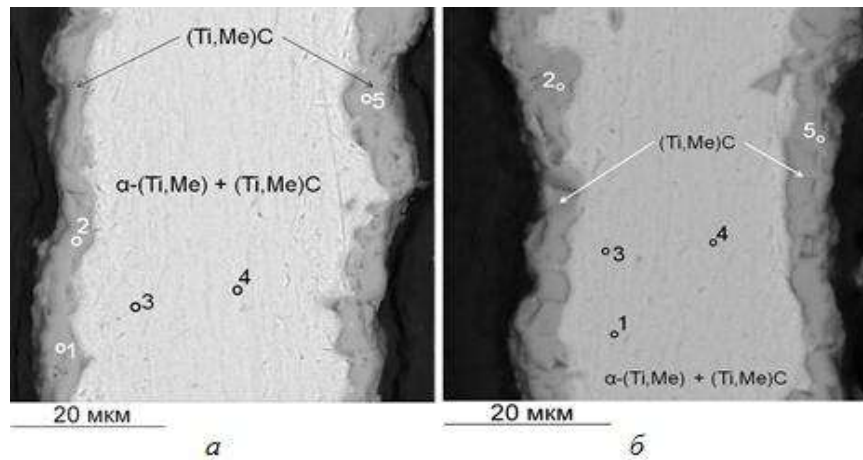


Рисунок 2- Микроструктура поперечного сечения отрезков ленты из Ti-сплава после ТО под давлением при 1500°C: 1–5 – номера спектров, а и б – образцы лент из пакетов после ТО при давлениях соответственно 8 и 15 МПа

2. Покрытия на Nb-лентах толщиной 60 и 70 мкм. По структуре и внешнему виду карбидные покрытия на поверхности Nb-лент выглядели удовлетворительно (рис. 3). Толщина покрытия составляла ~9 мкм и, в отличие от покрытий на лентах Ti-сплава, оставалась постоянной по всей длине Nb-лент.

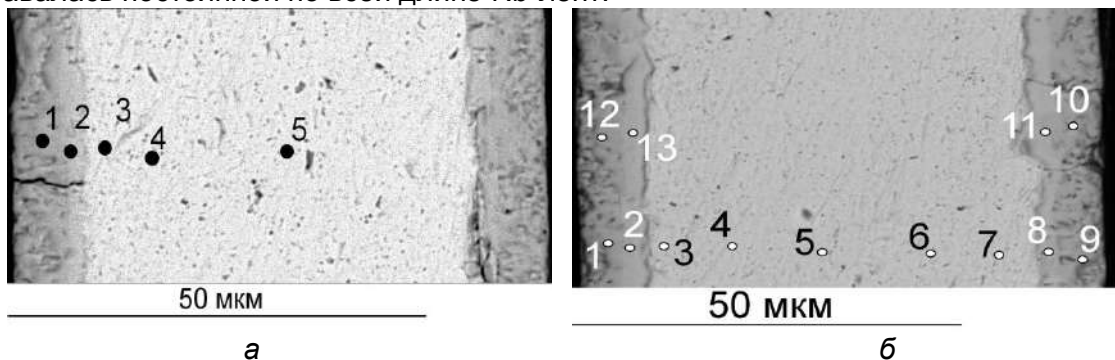


Рисунок 3 - Микроструктура поперечного сечения Nb-лент с двухсторонними карбидными покрытиями. Толщина Nb-лент 60 (а) и 70 мкм (б). Цифрами 1–5 и 1–12 обозначены номера спектров

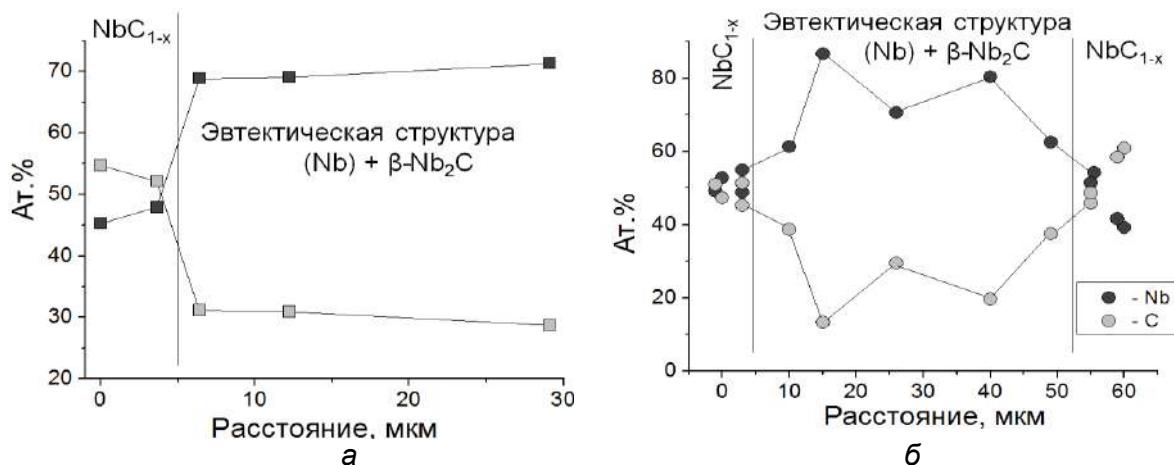
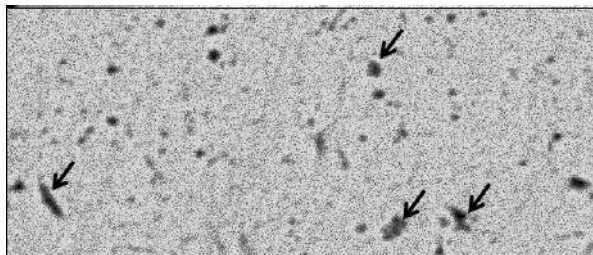


Рисунок 4 - Концентрационные профили по сечениям Nb-лент толщиной 60 и 70 мкм с карбидными покрытиями (см. рис. 3)

Различие Nb-лент по толщине – 60 и 70 мкм – было причиной заметного различия концентрационных составов покрытий и срединных объемов полученных композитов NbC/(Nb)/NbC, где (Nb) – Nb-твердый раствор. Покрытия были из монокарбида ниобия NbC_{1-x}, состав которого в зависимости от толщины Nb-ленты изменялся от Nb_{46,6}C_{53,4} (ат.%) \equiv Nb_{0,93}C_{1,07} на ленте толщиной 60 мкм до Nb_{49,0}C_{51,0} (ат.%) \equiv Nb_{0,98}C_{1,02} на ленте толщиной 70 мкм.

После ТО Nb-лента насыщалась углеродом до состава, который согласно диаграмме Nb–C, соответствовал эвтектической области. Фазовый состав эвтектики – (Nb) + β -Nb₂C. Насыщение углеродом ленты толщиной 60 мкм составило от 31,2 (вблизи покрытия) до 28,7 ат.% (в середине ленты) или ~2,3 мас.%. В ленте толщиной 70 мкм изменение концентрации C по толщине было от 38,7 до 13,3 ат.%. Это нашло отражение на концентрационных профилях ниобия и углерода на рис. 4.



20 мкм

Рисунок 5 - Микроструктура эвтектической области Nb-ленты толщиной 60 мкм после ТО при 1500°C под давлением

Большее, чем в ленте 70-микронной толщины, насыщение Nb-ленты толщиной 60 мкм углеродом привело к значительному отклонению его концентрации от эвтектического состава и выпадению вторичного карбида β -Nb₂C. На рис. 5 его темно-серые выделения отмечены стрелками.

3. Лента сплава Nb–2%Zr. Микроструктура поперечного сечения ленты после ТО пакета из ее отрезков, перемежавшихся с графитовыми лентами, представлена на рис 6.

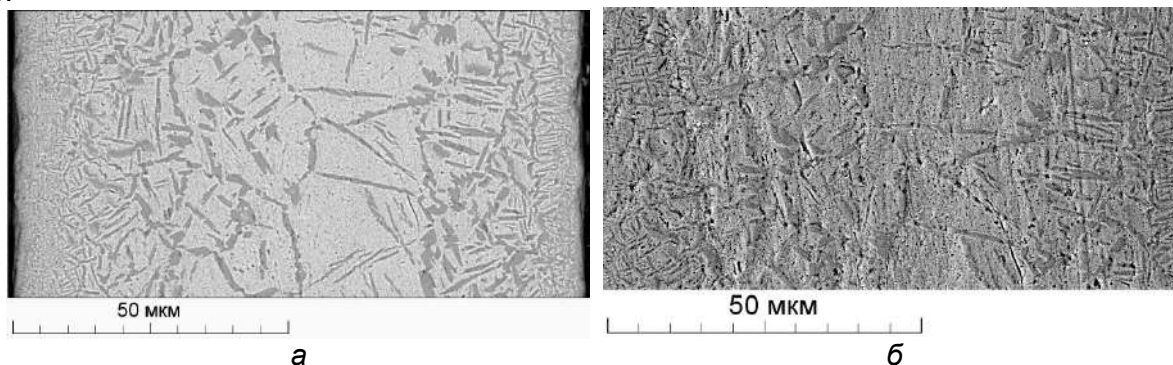


Рисунок 6 - Микроструктура поперечного сечения ленты (Nb–Zr)-сплава после ТО под давлением при 1500°C во вторичных (а) и отраженных электронах (б)

Анализируя оба рисунка можно заключить, что покрытие двухфазное. В непосредственной близости и на глубине до 5–7 мкм оно представляет собой мелкодисперсные выделения карбида на основе циркония в Nb-матрице. По мере продвижения вглубь ленты выделения Zr-карбида увеличивались в размере и вытягивались в иглы. Выделения серого цвета: (Zr_{45,7}Nb_{10,0})C_{44,3} (в ат.%) \equiv (Zr_{0,91}Nb_{0,20})_{1,11}C_{0,89} = = (Zr,Nb)C. Матрица: (Nb_{48,6}Zr_{7,6})C_{43,8} (в ат.%) \equiv (Nb_{0,97}Zr_{0,15})_{1,12}C_{0,88} = (Nb,Zr)C_{1-x}.

На деле оказалось, что лента превратилась в композит из двух хрупких, но прочных структурных составляющих – матрицу из карбида на основе ниобия и выделений карбида на основе титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Проект №17-03-00687-А.

Литература

1. Сорокина, Н.Е. Композиционные наноматериалы на основе интеркалированного графита / Учебное пособие для студентов по специальности «Композиционные наноматериалы» // Н.Е. Сорокина, В.В. Авдеев, А.С. Тихомиров, М.А. Лутфуллин, М.И. Саидаминов – М.: МГУ им. М.В. Ломоносова, 2010. – 50 с.

ANALYSIS OF DEFORMATION PROCESS OF METAL MATERIALS UNDER LOADS OF VARIOUS TYPES BY AMD-METHODS

Kustov A. I.¹, Zelenev V. M.¹, Miguel I. A.²

¹ Voronezh State Pedagogical University, Voronezh., Russia

² Military Educational and Scientific Center of the Air Force Academy named after professor N. E Zhukovsky and Y.A. Gagarin., Voronezh., Russia
akvor@yandex.ru

Metallic materials are commonly used in practical applications objects. Their state plays a leading role in the process of operation. The condition of materials is influenced by various external influences. Such influences manifested in the process of manufacture and in the operation should be attributed primarily to processes of diffusion. They substantially change the physical parameters of the surface layers. Therefore, the actual task of assessment of health products and predicting their behavior. To monitor the status of materials by means of acoustic waves (AW) was proposed for solving this task, i.e., to use AMD-methods [1]. GHz- range was chosen to ensure sufficiently high resolution.

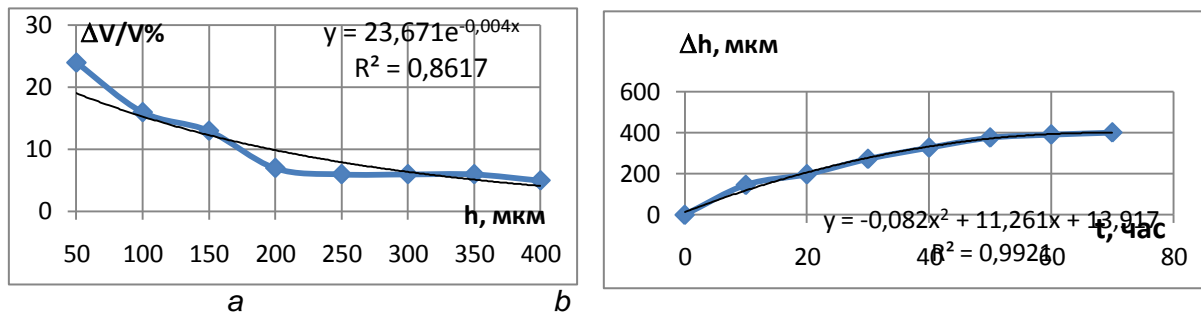


Figure 1 - a) The dependence of the absorption level of AW in the surface layers of steel (38XMjOA) depth of nitriding layer (t^0 process 560^0C); b) The dependence of the thickness of the layer with altered properties on the time of nitriding (at $t^0 = 500^0C$) obtained by the change of speed v_R of surface acoustic waves in steel (40XHMA).

The essence of the work was to develop methods for studying the state of the materials and in the assessment of the level of exposure of diffusion processes using the AMD methods. The objects of the study - model materials and steel of various types. It is experimentally shown that AMD-methods sensitive to diffusion effects. For example, the processes of carburizing and nitriding of steels demonstrates the dependence of the number of characteristics of acoustic waves (AW) on the parameters of diffusion processes. These settings include, first, the concentration of a substance- diffusion, temperature and time of process. In Fig.1 shows the examples of the dependence of the absorption level of AW in the surface layers of steel on the depth of the nitriding layer and the dependence of the thickness of the layer with altered properties on the time of nitriding obtained by the change of speed v_R of surface acoustic waves in steel. The parameters of the processes of carburizing and nitriding were evaluated using AMD-methods [2] based on the measurements of acoustic characteristics of materials (level of attenuation $\Delta V/V\%$, velocities of acoustic waves, v_R , elastic modulus).

As parameters of the deformation process we have chosen the values of the speed of surfactant v_R the decay rate of these waves $\Delta V/V\%$ [4,5]. Their values were obtained based on the thickness of the layer with altered properties from the concentration of the substance - diffusant, the temperature and time of the process, and the strength characteristics. The thickness of the diffusion layer was estimated by the parameter $\Delta V/V\%$. The results of the model experiment are shown in Fig.2. An example model study of the

diffusion process AMD methods. In the experiment, we determined the thickness of the SiO₂-films obtained by oxidation of silicon in an atmosphere of water vapor. To change the speed values of the surfactants (and the corresponding dispersion according to [4]) calculates the layer thickness h (μm), which, as follows from the graph was varied from 2 to 9 microns.

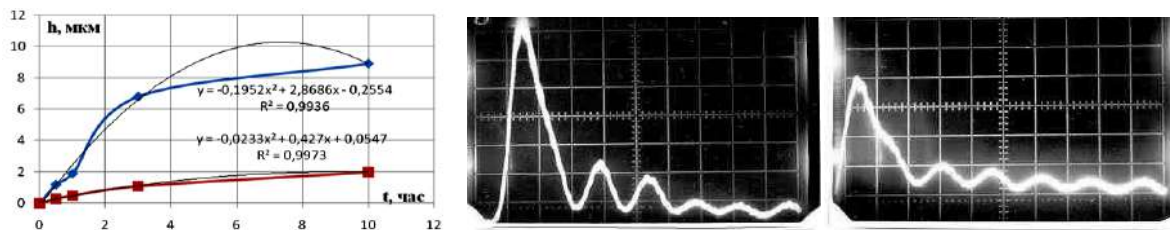


Figure 2 - The dependence of the thickness of the diffusion layer is SiO₂ (on silicon) by oxidation in H₂O at T⁰ annealing 1200 °C (top) and 1000 °C (lower curve)

Figure 3 - The transformation V(Z)- curve in the steel 30XГЦМЛ ($v_R = 3,18 \cdot 10^3$ m/s, $\Delta Z_N = 14,68$ μm, $(\Delta V/V\%)_{max} = 37\%$, vertical scale 1 div.= 0.25 V, horizontal – 1 div.=12,2 μm) after carburizing at 940 °C, 2 hours.

And, changes in the shape of the V(Z) curve during deformation of the sample are shown in Fig. 3. For the studied steels (38XM10A, 40XHMA, for example), at a temperature of carburizing, the diffusion layer consists of austenite, and after slow cooling from its decomposition products of ferrite and cementite. The effective thickness of the cemented layer is usually set to a value of the control parameter hardness (e.g., HRC 60) and varies from a fraction to several millimeters. Cementation was carried out at 940 °C for 2.5 hours (up to 0.8 mm layer). At the end of the process - leave with T⁰C ~ 165-175 °C. The change in time of the ongoing process led to a change in the structure of the surface layers and, consequently, to a change in their acoustic characteristics. Similar results were obtained in measurements using the AMD-methods the characteristics of the materials that have passed the nitriding process. Nitriding is carried out in ammonia atmosphere, which leads to surface saturation with nitrogen and increase its hardness (saved to ~680 °C, i.e. at ~300-330 °C higher than for cemented materials). In order of magnitude, the obtained values of xi showed a good coincidence with the design (was ~100 μm).

The main steps of measurement of the diffusion effects on steel are presented in Fig. 4, 5 and Fig. 6, 7).

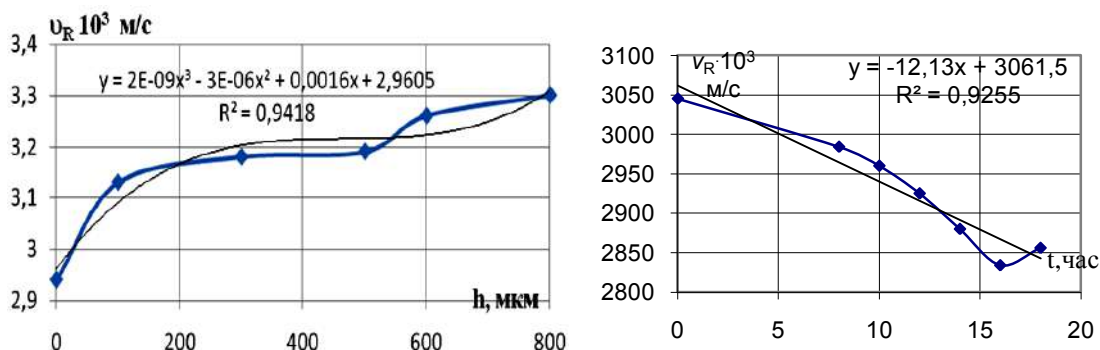


Figure 4 - Dependence v_R on h in the cementation of steel (for example, 18HGT)

Figure 5- Change the speed of surfactants in steel (30XГТ), depending on the time of cementation (for control surface for 16-17 hours speed v_R is reduced by 7% from 3050 to 2840 m/s).

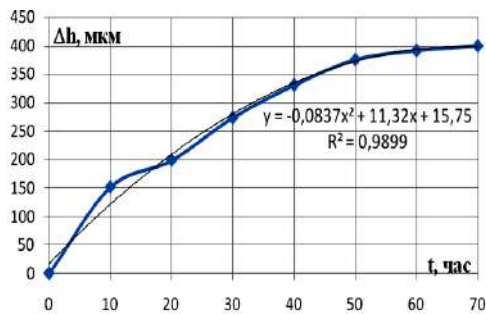


Figure 6 - The dependence of the thickness of the layer with altered properties on the time of nitriding obtained by the change of speed saw in steel (40XHMA), (T^0 of process 500°C ; the optimal time is 60 hours).

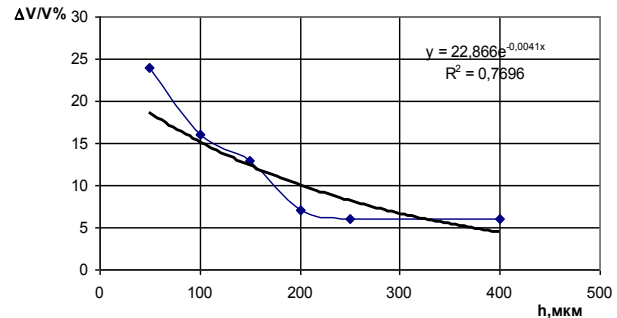


Figure 7 - The dependence of the absorption level of AW in the surface layers of steel (38XMЮA) depth of nitriding layer (T^0 of process 560°C). With the depth of $\sim 250\ \mu\text{m}$ steel is not subjected to the nitriding process.

The experiments confirm the high sensitivity of AMD-methods as parameters of the deformation process and their changes [6]. This fact allows one to monitor the processes of deformation, control the structure of materials, identify and characterize system defects and properties of solid materials.

References:

1. Miguel I. A., Kustov A. I. Investigation of structural parameters of metallic materials and their influence on physical-mechanical properties methods of acoustic microscopy // Metallophysics and newest technologies. Intern.scientific.-tech. Sib./, Kiev. 2009. T. 31. No. 3. S. 381-388.
2. Miguel I. A., Kustov A. I. Development acoustic-microscopy methods to assess the impact of external influences on the surface state of materials and their physical properties // Bulletin of Tambov University., ser. "Natural and technical Sciences". – Tambov. 2010. T. 15. vol.3. part I., pp. 1062-1063.
3. Kustov A. I., Miguel, I. A. Analysis of transformation of structure of surface layers of steels and their influence on the process of hardening of AMD-methods // Vestnik PNIPU. MechanicalEngineering, MaterialsScience., volume 18, number 4, 2016. – p. 134 - 146.
4. Kustov, A. I., Miguel, I. A. Analysis of transformation of structure of surface layers of steels and their influence on the process of hardening of AMD-methods // Bulletin of Perm national research Polytechnic University., Mechanical Engineering, Materials Science., T. 18., №4, 2016.,205 p. (p. 134-146).
5. Kustov, A. I., Miguel, I. A. calculation of the characteristics of metallic materials using AMD-methods // Bulletin of Perm national research Polytechnic University., Mechanical Engineering, Materials Science., T. 19., №1, 2017.,202 p. (p. 78-97).
6. Kustov, A. I., Miguel, I. A. Estimation of anisotropy parameters properties of metallic materials AMD- methods // Fundamental problems of modern materials science, T. 14., №1., 2017., p. 44 - 51.

**IDENTIFICATION OF FEATURES OF DEFECTIVE STRUCTURES IN CONDENSED
MATTER MATERIALS AND MONITORING OF THEIR BEHAVIOR WITH THE
HELP OF ACOUSTIC WAVES**

Kustov A. I.¹, Miguel I. A.²

¹ *Voronezh State Pedagogical University, Voronezh, Russia*

² *Military Educational and Scientific Center of the Air Force Academy
named after professor N. E Zhukovsky and Y.A. Gagarin, Voronezh., Russia
akvor@yandex.ru*

Currently one of the most urgent material problems is the problem of studying the structure and properties of solid materials non-destructive way, the definition of the boundaries of their applicability. In the end, the structure determines the condition of the material actually given by a superposition of the physical parameters of the selected volume. Changing these values allows judging the state of the surface layers of solid materials. Effective methods control the state of these layers are AMD-methods [1,2]. The essence of the work was to develop methods for studying the state of the materials and in the assessment of the level of exposure of diffusion processes. Objects of study – ceramic materials and steels of various types.

In the mode of acoustic imaging has got the image of the grain structure of the steel and grain size was calculated strength characteristics. After the diffusion treatment was varied grain structure, and hence the values of the parameters of the material. To ensure the objectivity and reliability of the measurements experiments were carried out on model objects with known characteristics-sticks (single crystals, glass, pure metals). Developed and applied a method of calculating parameters of the samples by the values of speed and attenuation coefficients of surface acoustic waves (saw) [3]. It is possible to obtain study materials for the correlation of velocities of surfactants on the parameters of the effect on the material (temperature, time).

The essence of acoustic microscopes is that used as a probing signal as the acoustic waves. Excited by the piezoelectric transducer in the acoustic line plane acoustic wave incident on the surface of a spherical acoustic lenses (curvature radius R), refracted, converted to spherical and focuses at the focal point. In the presence of the object, the acoustic wave (AW) is reflected and contains information about its properties. The piezoelectric transducer is both the source of radiation, and the receiver. He, like all electronic highway works in pulsed mode, the mechanical scanning of the object allows point-by-point to generate an acoustic image. Thus, if the sample is mechanically scanned in the x-y-plane perpendicular to the axis of the acoustic lens (Z) to form an image. The scan mode of the acoustic lens along the Z axis, allows to obtain a set of interference dependences of the output signal V of the piezoelectric transducer from the distance lens-object ($V(Z)$ curves) [4].

Measuring values of ΔZ_N for $V(Z)$ -curves based on geometric representations [5] expected velocity values of surface acoustic waves in the object (v_R). In the above expressions λ_R is the length of the surface acoustic wave, θ_R – angle Rayleigh, v_l – the speed of longitudinal waves in an immersion fluid, λ_l – length of longitudinal wave in immersion liquid; f is the frequency SAM; N is the number of maxima on $V(Z)$ -curve. Value v_R , and the height of the main maximum of $V(Z)$ -curves are informative characteristics of the object, allowing to calculate its physical-mechanical parameters (e.g. elastic modulus E and G , porosity, density, level of defects, etc.). [6].

In the present work for the analysis of the materials was used as a method of acoustic imaging (in combination with optical images), and method $V(Z)$ -curves to determine the thickness of layers of materials with altered properties, obtained by the diffusion treatment, assess the level of homogeneity and density of the materials. For experiments was chosen such common materials as steel, the surface layers of which were subjected to diffusion effects. In particular, these steel grades 30XГТ, 40XH, 40XHMA, 38XMHOA, etc.

In Fig. 1-4 presents obtained with AMD-methods based on physical parameters of the surface layers of the grain size of the microstructure of the material.

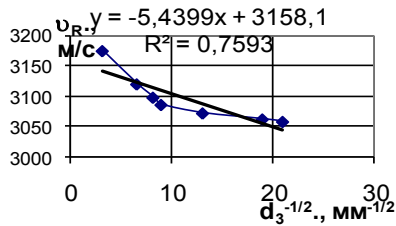


Figure 1- The dependence of the velocities of surface acoustic waves (v_R) on the grain size of steel 18ХГТ

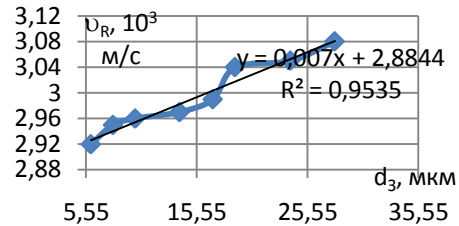


Figure 2 - The dependence of the rate of SAW in the sample steel (38ХМЮА) on grain size (v_R determined by the method of V(Z)- curves, as d_3 from acoustic images).

The experiments have evaluated strength characteristics of steels. As the strength criterion was chosen yield strength $\sigma_{0,2}$. Experiments have shown that for the investigated steel (08X18H10T, ct.70, 15X2HMΦA, 06X14H8MД2T etc.) of such strength as $\sigma_{0,2}$ subject to the law of Hall-Petch: $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + kd_3^{-1/2}$, where σ_0 and k are constants for a given material. In this case, the analysis of the dependence $\sigma_{0,2} - d_3$ was simplified as made the calculation test results for the two grain size constants σ_0 and k , and their use – define $\sigma_{0,2}$ for any d_3 . The obtained experimental curves (st. 18ХГТ and 38ХМЮА) is shown in Fig.3 and 4. Calculation $\sigma_{0,2}$ enabled a comparison of the values obtained by the traditional, destructive method and with AMD- methods. Practically, the results coincided within the error of measurements.

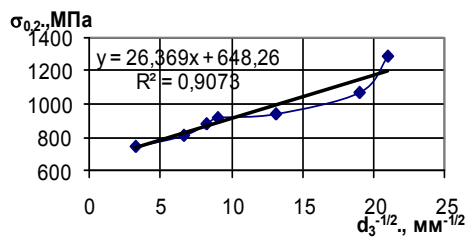


Figure 3 - The dependence of the yield stress on grain size steel 18HGТ

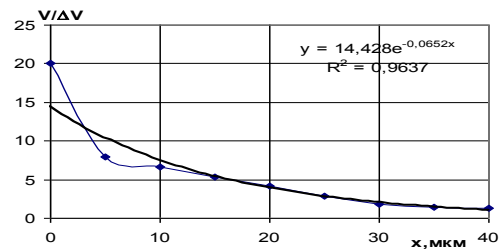


Figure 4- The experimental dependence of the inverse absorption coefficient AW (V/AW) for steel 18HGТ by distance to the center of the cracks.

The next stage of research was devoted to determining the sensitivity of the SAM to the micro-defects in crystalline materials. It is experimentally shown that AMD-methods ensure the detection of micro-defects (with sizes of 0.2-0.4 μm) in the surface layers of a thickness of several hundred micrometers. The change in height of the main peak in the region of the defect size of 200-250 nm and can reach more than 50-70% (Fig.4).

The next stage of research was devoted to the study of corrosion damages with AMD-methods. For research were selected samples of steels subjected to pitting corrosion. It is this type of corrosion is the most dangerous, as its lesions are stress concentrators. This files most often on the material surface pitting is not shown, and in the manufacture of thin sections for studies of the surface layer often not visible. Experiments to assess the possibility of detection and characterization of microdefects of the type of pitting AMD-methods were conducted on samples of steel 08X21H6M2T and 06X14H6MД2T.

According to the series of acoustic images of own structure based on the number (N) of detected pitting depth imaging (Fig.5). These relationships allow us to estimate a non-destructive way as the maximum depth of the microdefects, and the speed of their origin. When scanning the sample surface in the V(Z) along the X axis with a step of 10-20 μm can to get a set of topographical curves representing the information about the coordinates and sizes of pitting. In Fig.6 shows the results of the analysis subsurface layer with SAM, confirming the depth of the pitting 40-60 microns.

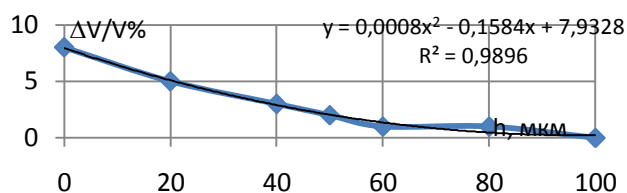
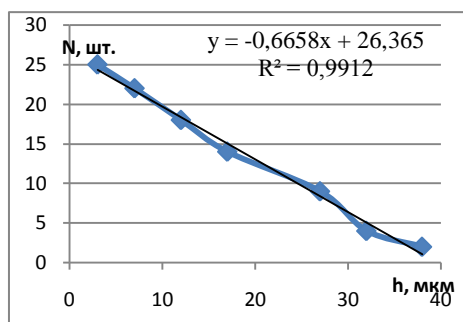


Figure 5 - The dependence of the number of identified pitting on depth imaging
Figure 6 - Changing the level of attenuation of AB in the sample probing depth.

The next stage of experimental studies devoted to the study of piezoceramic obtained by sintering technology. Based on images of the size and shape of the grains has allowed to identify some of the strength characteristics of PZT- ceramics. The method of analysis obtained by using the images of SAM is quite promising, as is compatible with the computer technologies, allowing to express to calculate structure parameters (porosity θ , density ρ , dispersion of grain size d_3 and so on.). However, even more informative AMD-methods based on the use of V(Z)-curves [5] are demonstrated in Fig.7,8.

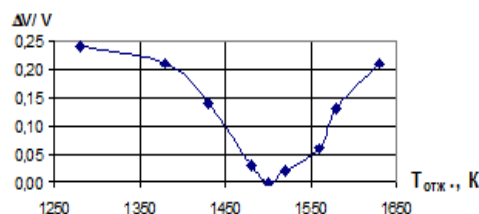
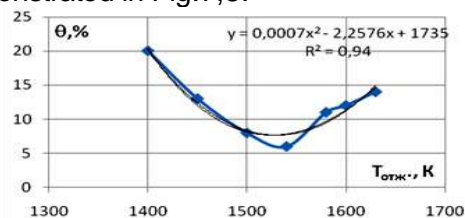


Figure 7- Change curve of porosity depending on the annealing temperature for PZT-22
Figure 8 - The change in the level of absorption in samples of the piezoelectric ceramics, St-02, depending on the annealing temperature.

Based on the method of V(Z) - curves studied according to v_R (and θ_n) from $T_{отж.}$. Fig.8 shows the results of measurements of acoustic characteristics of the samples ($\Delta V/V\%$) for the piezoelectric ceramics and the curve of the porosity of the same samples obtained using a number of comparative methods (Fig.7). All these curves have extremum in the temperature range of annealing 1510-1530 K.

The obtained results demonstrate the effectiveness of the use of AMD-methods for identification of features of defective structures in condensed matter materials and monitoring of their behavior.

References:

1. Kustov A. I., Miguel, I. A. Identification and characterization of defects in solid materials using acoustic waves // Materials Science., 2011., No. 8., S. 31-42.
2. Miguel I. A., Kustov A. I. The study of metal layers and polymer composites by using acoustic waves // Fundamental problems of modern materials science., volume 12, No. 2., 2015. p. 241 -247.
3. Kustov A.I., Miguel I. A. Analysis of the behavior of defect structures that occur in solid materials with AMD-methods // Fundam. probl. of mod. mater. cien., vol.13, No. 4, 2016. p. 490 - 496.
4. KustovA. I., Miguel, I. A. Analysis of transformation of structure of surface layers of steels and their influence on the process of hardening of AMD-methods // Bulletin of Perm national research Polytechnic University., Mechanical Engineer., Materials Science., T. 18., №4, 2016.,205 p. (p. 134-146).
5. KustovA. I., Miguel, I. A. calculation of the characteristics of metallic materials using AMD-methods // Bulletin of Perm national research Polytechnic University., Mechanical Engineering, Materials Science., T. 19., №1, 2017.,202 p. (p. 78-97).
6. KustovA. I., Miguel, I. A. Estimation of parameters of anisotropy properties of metal-symbolic materials AMD methods // Fundam. probl. of modern materials science., T. 14., №1., 2017., p. 44 - 51.

**ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ИХ ДЛИТЕЛЬНОМ
НАГРУЖЕНИИ**

Бетехтин В.И.¹, Нарыкова М.В.¹, Кадомцев А.Г.¹, Sklenicka V.²

¹ ФТИ им. А.Ф.Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

²Institute of Physics of Materials, Brno, Czech Republic

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Исследование особенностей структуры и механических свойств субмикрокристаллических металлических материалов, полученных различными методами интенсивной пластической деформации (ИПД), является актуальным направлением в современном материаловедении. Известно, что полученные методами ИПД металлы и сплавы находятся в нестабильном, неравновесном состоянии. Поэтому для их практического применения важно изучить эволюцию структуры при испытаниях в условиях длительного нагружения.

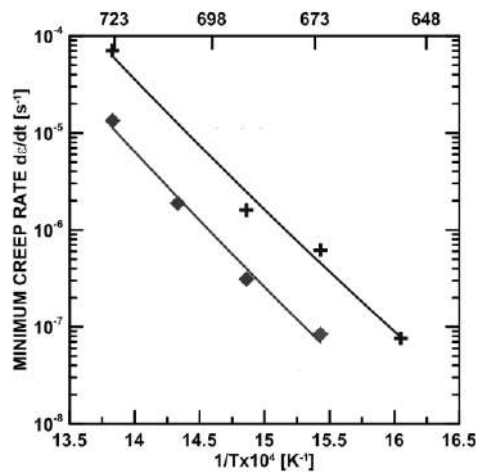


Рисунок 1 - Зависимость минимальной скорости ползучести $d\varepsilon/dt$ от температуры T для Ti (state 1) и Ti_{cryo} .

В настоящей работе анализируются данные, в основном, по долговечности при растяжении в режиме ползучести некоторых субмикро-кристаллических металлов и сплавов (Ti, Al, Cu и сплавы на их основе) с учетом эволюции их структуры.

Испытания на долговечность в режиме ползучести проводились в широком интервале температур и напряжений. Определялась долговечность, минимальная скорость ползучести и активационные параметры ползучести (рис. 1). При исследовании структуры основное внимание было уделено измерению размера зерна и параметров нано- и микропористости. Для определения их характеристик был использован комплекс методик – микроскопические и дилатометрические исследования, а также малоугловое рентгеновское рассеяние (МРР). С

помощью методов МРР и дилатометрии в [1] впервые было обнаружено образование при ИПД нанопор размером ~20-30 нм.

На рис. 2а приведены кривые ползучести для титана в исходном крупнозернистом состоянии и после различного числа проходов равноканального углового прессования (РКУП), а на рис. 2б – после криопробатки (T_{cryo}) и поперечно-винтовой прокатки (state 1 и state 2). Как видно из рисунков, формирование субмикрокристаллической структуры ведет к существенному уменьшению долговечности относительно исходного крупнозернистого состояния. Так, после двух проходов РКУП долговечность титана уменьшается от 170 до 75 часов. Сравнение кривых ползучести, приведенных на рис. 2б, показало, что наименьшей долговечностью обладают образцы, полученные методом криопробатки.

Основные результаты сводятся к следующему:

1. В процессе ползучести происходит разуплотнение материалов ($\Delta\rho/\rho \sim 10^{-2} \div 10^{-3}$) и появляются поры с характерным размером ~1 μm (рис.3).
2. В процессе ползучести происходит увеличение среднего размера зерна.

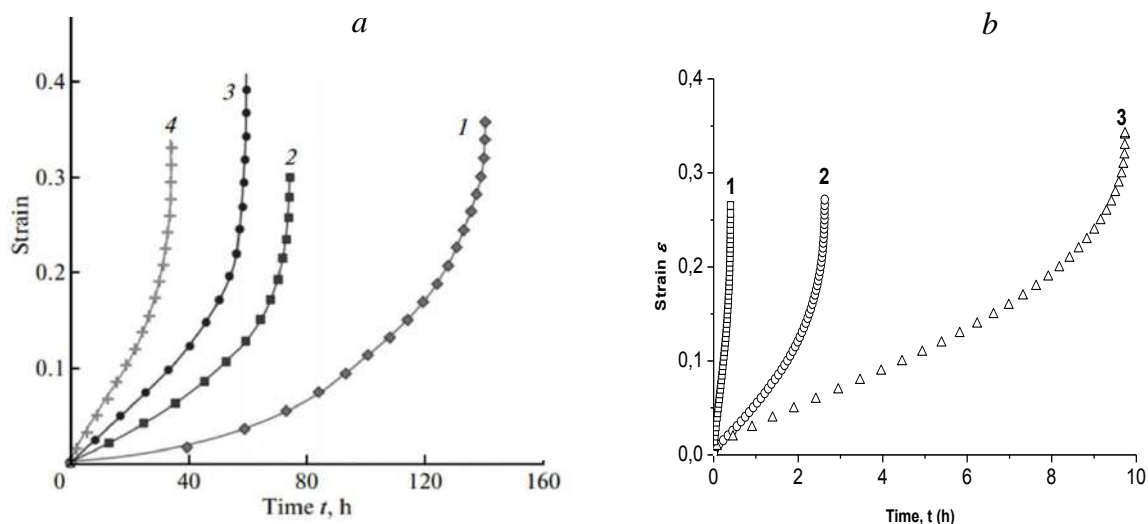


Рисунок 2 - Кривые ползучести для титана:
 а – в исходном крупнозернистом состоянии (кривая 1) и после 2 (кривая 2), 4 (кривая 3) и 8 (кривая 4) проходов РКУП. $T=673\text{ K}$, $\sigma=150\text{ МПа}$.
 б – 1 – криопрокатка T_{cryo} , 2 – state 1, 3 - state 2. $T=673\text{ K}$, $\sigma=270\text{ МПа}$

В частности, для титана ВТ1-0, субмикроструктурная структура которого была получена методов поперечно-винтовой и продольной прокаток [2], средний размер зерна составил $\sim 200\text{ nm}$. После испытаний на долговечность при $T=673\text{ K}$ и $\sigma=200\text{ МПа}$ размер зерна увеличился до $\sim 1.5\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 4).

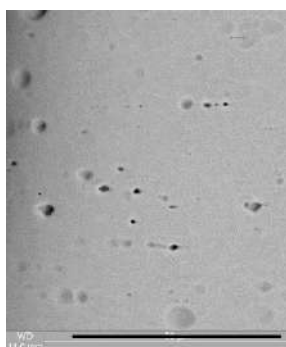


Рисунок 3- Микропоры, образовавшиеся в образце СМК ВТ1-0 после испытания на ползучесть.

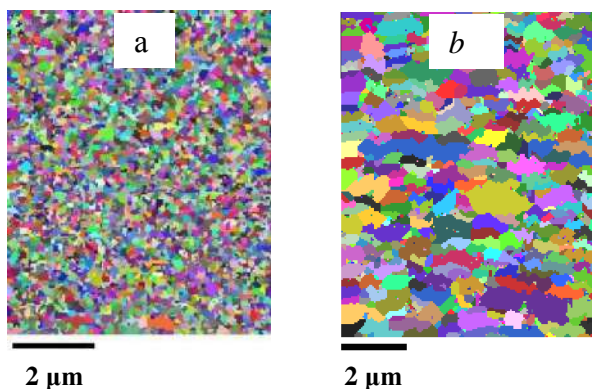


Рисунок 4 - Данные EBSD для ВТ1-0 (state 1) в СМК-состоянии (а) и после испытания на ползучесть (b) при $T=673\text{ K}$ и $\sigma=200\text{ МПа}$.

Анализ полученных данных показал, что наблюдаемая микропористость (рис. 3) возникла как следствие развития нанопор, которые возникают в материале в результате интенсивной пластической деформации. Действительно, как было показано в [2,3], после РКУП и комбинированных прокаток, в материале образуются нанопоры. Так конкретно для титана после поперечно-винтовой и продольной прокаток средний размер зерна (D), нанопор (d_n) и концентрация (N) составляют соответственно $\sim 200\text{ nm}$, $20\text{-}30\text{ nm}$ и 10^{11} cm^{-3} . После испытаний на долговечность при растяжении в режиме ползучести при $T=673$ и напряжении $\sigma=200\text{ МПа}$ средний размер зерна, микропор и концентрация составляют соответственно $\sim 1.5\text{ }\mu\text{m}$, $1\text{ }\mu\text{m}$ и 10^{10} cm^{-3} . Оценки показали, что площадь границ зерен S после ползучести уменьшилась в 10 раз, а концентрация микропор стала примерно в 10 раз меньше, чем концентрация исходных нанопор. В связи с этим можно предположить, что нанопоры превратились в микропоры только в том случае, если они находились на границах.

Существенно, что во всех случаях макроразрушение образцов происходит при достижении величины разуплотнения порядка 10^{-2} . Дилатометрические и

микроскопические измерения показали, что $V=N \cdot d^3$, где V – объем пор, определенный денситометрическим методом, а их концентрация N и размер d – микроскопическим.

В пользу такой трактовки говорят данные о влиянии высокого гидростатического давления (~ 1.5 GPa) на образцы после интенсивной пластической деформации и последующей ползучести. На рис. 5 для примера приведены кривые ползучести для образцов Al (99.99%) и Cu-0.2% Zr, полученных после двух проходов РКУП и испытанных при $T=673$ К и $\sigma=150$ МПа. Видно, что приложение давления приводит к увеличению долговечности и понижению скорости ползучести. Данные МРР и дилатометрии показали, что действительно давление, как было показано и ранее [4], уменьшает величину нанопористости, что соответственно приводит к замедлению процесса роста микропор.

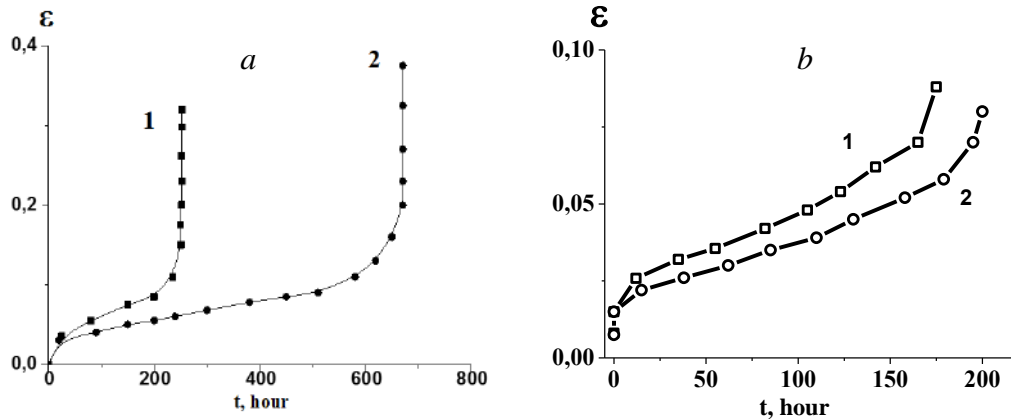


Рисунок 5 - Кривые ползучести Al (99.99%) – *a* и Cu-0.2% Zr – *b* после 2 проходов РКУП (кривая 1) и после обработки образцов высоким гидростатическим давлением (кривая 2).

Таким образом показано, что при ползучести микрокристаллических металлов, полученных ИПД, происходит развитие исходных нанопор, причем это относится только к тем нанопорам, которые находятся на границах зерен. Точнее, по-видимому, все нанопоры в исходном состоянии находятся на границах, но в процессе ползучести происходит частичная рекристаллизация материала и большая часть нанопор окажется внутри зерна.

Получены предварительные данные по особенностям кинетики разрушения при длительном нагружении в условиях усталости [2], включая гигацикловую усталость [5]. Проанализирована роль нанопористости при длительном нагружении в режиме усталости и ползучести.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-08-00360.

Список литературы.

1. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sclenicka V. И др. // ФТТ. 2007. Т. 49. Вып. 10. С. 1787-1790.
2. Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Sklenicka V. И др. // ЖТФ. 2015. Т.85. Вып. 1. С. 66-75
3. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В и др. // ПЖТФ. 2017. Т.43. Вып. 1. С. 38-44.
4. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sclenicka V. И др. //ПЖТФ. 2011. Т.37. Вып. 20. С. 75-76.
5. Плехов О.А., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г. и др. // В сб. XXII Петербургские чтения по проблемам прочности. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. С. 32-35.

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ С СОДЕРЖАНИЕМ CU БОЛЕЕ 30 АТ.%

Ситников Н.Н.¹, Шеляков А.В.², Хабибуллина И.А.¹

¹ ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва, Российская Федерация

² НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Российская Федерация

Особенностью сплавов системы TiNi–TiCu, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), с высоким содержанием Cu является то, что с помощью технологии сверхбыстрой закалки из жидкого состояния при высоких скоростях охлаждения (около 10^6 К/с) они могут быть получены в аморфном состоянии, а при определенных режимах термообработки в них может быть сформирована гомогенная структура [1, 2]. Однако при содержании меди более 30 ат.% в таких сплавах при стандартных методах кристаллизации происходит формирование хрупких фаз Ti-Cu, препятствующих протеканию мартенситных превращений (МП) $B2 \leftrightarrow B19$ и проявлению ЭПФ [2]. В данной работе для решения проблемы формирования хрупких фаз Ti-Cu в процессе кристаллизации из аморфного состояния в сплавах системы TiNi–TiCu с содержанием меди более 30 ат.% предложено применить электроимпульсную (ЭИ) кристаллизацию – динамический разогрев образца пропусканием через него импульса электрического тока.

Исходные аморфные образцы сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30; 32; 34; 36; 38$ ат.%) в виде тонких лент были получены методом сверхбыстрой закалки из расплава со скоростью охлаждения около 10^6 К/с. Процессы кристаллизации исходных образцов изучаемых сплавов были проведены с помощью ДСК. На основе полученных данных для проведения ЭИ и изотермической термообработки (для сравнения) сплавов была выбрана температура 500 °С. ЭИ кристаллизация проводилась на воздухе при комнатной температуре с длительностью воздействия импульса электрического тока 100, 10 или 1 мс. Амплитуда импульса электрического тока рассчитывалась из необходимости разогрева обрабатываемого образца до 500 °С за время его воздействия. При изотермической кристаллизации сплавы выдерживались при температуре 500 °С в муфельной печи в течение 300 секунд с последующей закалкой в воде [3].

В результате проведённой термообработки во всех образцах была сформирована кристаллическая структура, о чём свидетельствуют рентгеноструктурные исследования, проведённые со «свободной» стороны лент при комнатной температуре (рис. 1).

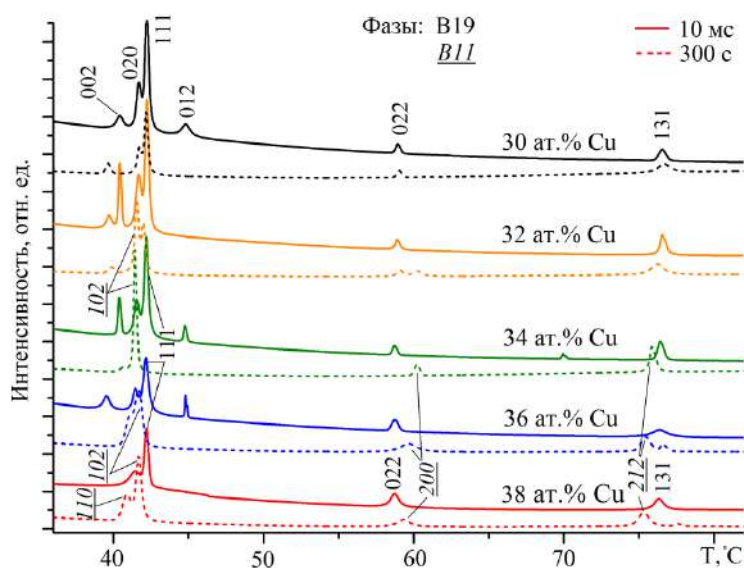


Рисунок 1 – Рентгенограммы «свободной» поверхности быстроокалённых лент сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 32, 34, 36, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

Рентгеноструктурный анализ показал, что в изучаемых сплавах после изотермической термообработки наблюдается мартенситная фаза B19, а также структура типа *B11* (фаза Ti-Cu) [3]. В сплавах, подвергнутых электроимпульсной термообработке по сравнению с изотермической обработкой, уже при времени воздействия 100 мс заметны изменения механизма кристаллизации, главным результатом которых является то, что сплавы с содержанием меди 34, 36 и 38 ат. % перестают быть хрупкими и в них наблюдается ЭПФ. Рентгеноструктурный анализ показал, что все динамически кристаллизованные со временем обработки 10 мс исследуемые сплавы системы TiNi-TiCu при комнатной температуре имеют преимущественно мартенситную структуру B19.

На рисунке 2 представлены результаты исследования температурных интервалов МП методом ДСК. Как видно, в сплавах с содержанием меди 36 и 38 ат. % после ЭИ кристаллизации с временем импульса 10 мс наблюдаются ярко выраженные пики выделения и поглощения тепла, сопровождающие МП, в то время как после изотермической термообработки они полностью отсутствовали. Следует отметить, что в сплавах с 30, 32 и 34 ат.% Cu критические температуры МП возрастают на 20-30 °С.

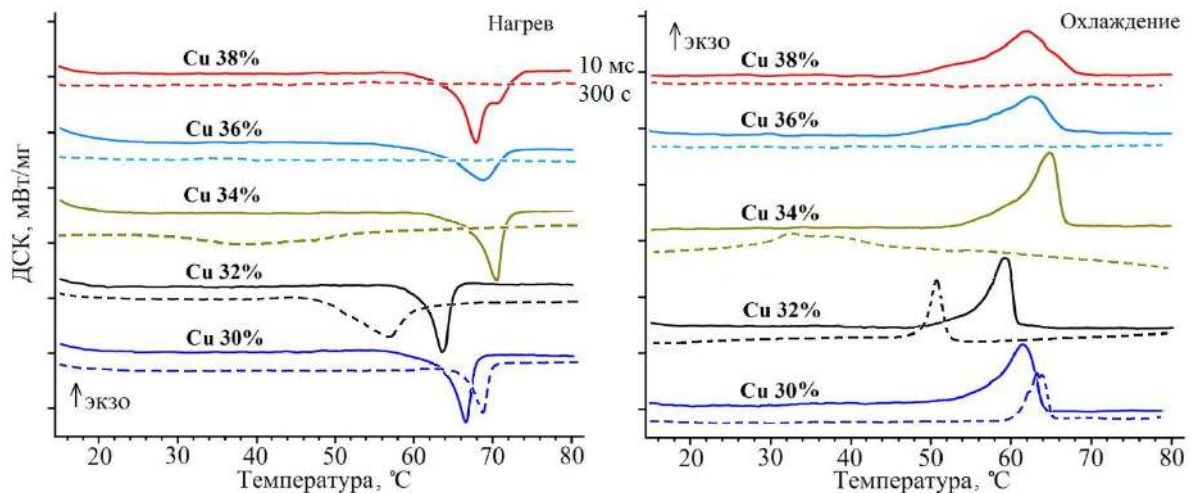


Рисунок 2 – Кривые ДСК сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 32, 34, 36, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

Микроструктура сплавов после ЭИ и изотермической кристаллизации, наблюдаемая в поперечном сечении с помощью СЭМ, имеет кардинальные отличия (рис. 2). Главное из них заключается в том, что в динамически кристаллизованных сплавах присутствует неоднородное распределение кристаллов по толщине ленты: вблизи поверхностей ленты наблюдается столбчатая структура кристаллов с характерными поперечными размерами 400-700 нм, в то время как в объеме ленты сформировалась однородная более крупнозернистая микроструктура с размером зерна от 5 до 12 мкм.

Термоциклирование кристаллизованных образцов сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ проводили под постоянной нагрузкой 100 МПа. По величине возвращаемой псевдопластической деформации определялось формовосстановление образца за счет ЭПФ, т.е. фактически измерялась величина ЭПФ. Как видно из данных (рис. 4), в динамически кристаллизованных образцах с содержанием меди 28, 30 и 32 ат.% наблюдается увеличение величины ЭПФ (до 25 % для сплава с $x=32$) по сравнению с образцами, кристаллизованными изотермически. В динамически кристаллизованных сплавах с 34, 36 и 38 ат.%, в которых после изотермической кристаллизации ЭПФ полностью отсутствовал, выявлено обратимое изменение формы с деформацией 1,5-2 %.

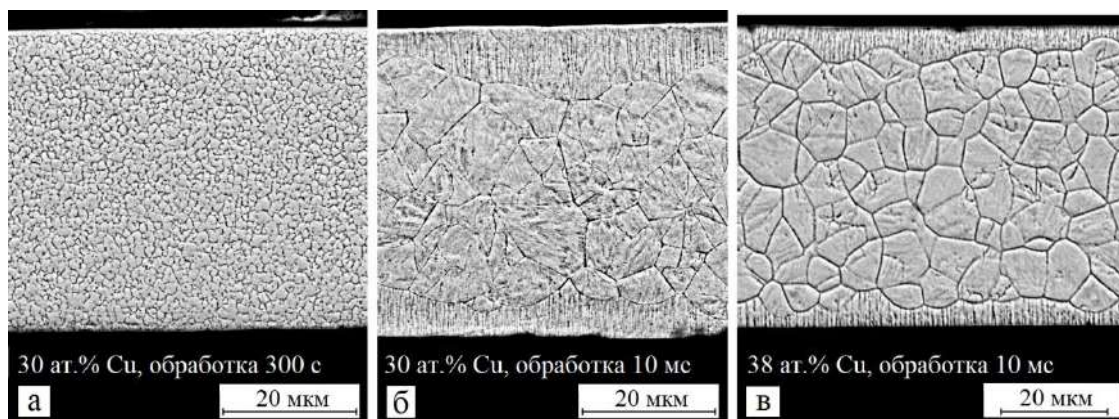


Рисунок 3 – РЭМ-изображения микроструктуры поперечного сечения лент сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

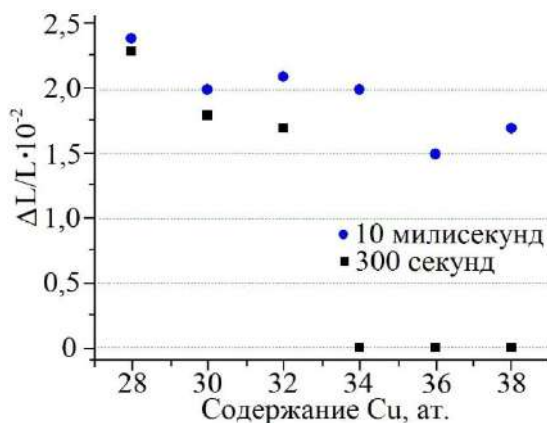


Рисунок 4 – Обратимое изменение относительной длины образцов сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ при термоциклировании под постоянной нагрузкой 100 МПа после изотермической (300 с) и динамической (10 мс) кристаллизации

Таким образом, в сплавах квазибинарной системы TiNi–TiCu с содержанием меди от 30 до 38 ат.% с помощью комбинированного экстремального воздействия (сверхбыстрая закалка из расплава и динамическая кристаллизация аморфного состояния импульсом электрического тока) получены новые структурные состояния, которые обеспечили проявление необычных физико-механических свойств, в частности, впервые реализован эффект памяти формы в сплавах с 36 и 38 ат.% меди.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 31 16-32-60105.

Литература.

1. Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Менушенков А.П., Ризаханов Р.Н., Ашмарин А.А. // Изв. РАН. Сер. физ. 2015. Т. 79. № 9. С. 1281–1287.
2. Матвеева Н.М., Пушин В.Г., Быковский Ю.А. и др // ФММ. 1997. Т 83. №6. С. 82-92.
3. Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Хабибуллина И.А., Митина Н.А., Реснина Н.Н. // Перспективные материалы. 2017. №10. С. 52-61.

ЛИНЕЙНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУРАХ ЦИРКОНАТ-ТИТАНАТ СВИНЦА – КОБАЛЬТ

Поддубная Н.Н., Лалетин В.М.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь

Магнитоэлектрический (МЭ) эффект в композиционных материалах является следствием стрикционных эффектов. Его механизм можно представить в виде следующей схемы: магнитное поле → деформация магнитной фазы → деформация пьезоэлектрической фазы → генерирование электрического заряда. При исследовании МЭ эффекта применяют методику, основанную на измерении напряжения, возникающего на образце при наложении на него переменного и постоянного магнитных полей. МЭ коэффициент по напряжению (α_E) определяют исходя из толщины пьезоэлектрика (h), величины напряжения (dV) и напряженности переменного магнитного поля $\alpha_E = dV/(h \cdot dH)$.

В работе представлены результаты исследования МЭ свойств пленочных структур Со – цирконат - титанат свинца (ЦТС) – Со. Толщина ЦТС составляла 280 мкм. Покрывают кобальта наносили в НПЦ НАН Беларуси по материаловедению по собственной технологии ионно-лучевого распыления-осаждения [1]. Процесс проходил в несколько этапов для снижения напряженности структур и увеличения адгезии. Толщина металлических пленок определялась с помощью интерференционного микроскопа Линника–Номарски МИИ 4 и РЭМ поперечных сечений и составила 3 мкм металла с каждой стороны. Поляризация образцов осуществлялась в постоянном электрическом поле 4 кВ/мм в течение 2 ч при температуре 150°C с последующим охлаждением в этом же поле до комнатных температур [2]. Полевая зависимость МЭ коэффициента по напряжению получена в переменном магнитном поле напряженностью 80 А/м и медленно меняющемся магнитном поле от 0 до 150 кА/м. Исследования проведены при продольной поляризации образца, когда электрическая поляризация и магнитные поля сонаправлены (рис.1).

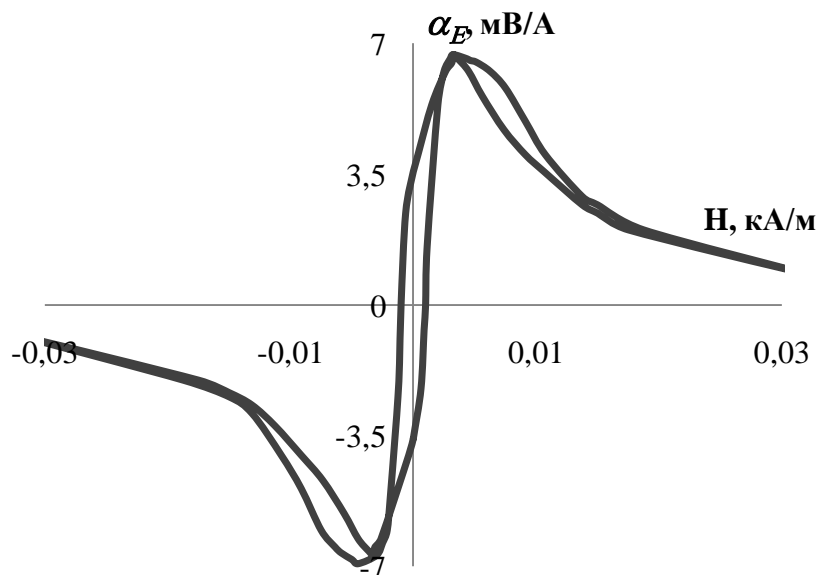


Рисунок 1- Полевая зависимость МЭ коэффициента по напряжению структур Со (2 мкм) /ЦТС(280 мкм) /Со (2 мкм), полученных методом ионно-лучевого распыления-осаждения.

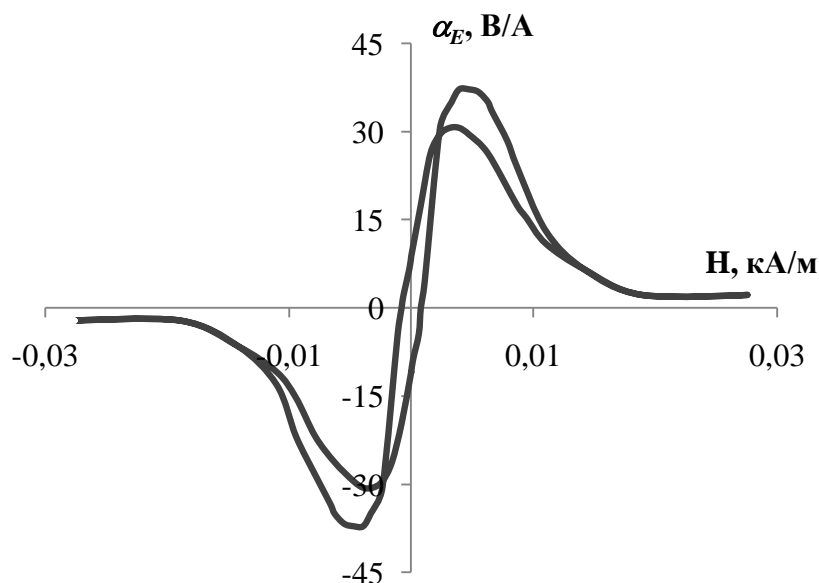


Рисунок 2 - Резонансная зависимость МЭ коэффициента по напряжению структур Co (2 мкм) /ЦТС(280 мкм) /Co (2 мкм), полученных методом ионно-лучевого распыления-осаждения.

В полученных ранее структурах Co – ЦТС методом ионно-лучевого распыления не удавалось добиться толщины покрытий свыше 1 мкм [2]. Величина эффекта в них не превышала 10 мВ/А в резонансе и не различалась на фоне шума при исследованиях линейном эффекте. Зависимость МЭ коэффициента от магнитного поля отличалась существенным гистерезисом.

Увеличение значений МЭ коэффициента объясняется увеличением толщины пленок кобальта, снижением толщины пьезокомпоненты и достаточно высокой добротностью (свыше 1000) полученных структур. В свою очередь увеличение толщины пленок кобальта стало возможным благодаря снижению напряжения в покрытии, приводящему к увеличению адгезии и росту добротности. Полученное значение относится к гигантским МЭ эффектам (рис.2).

Литература

1. А.И. Стогний, Н.Н. Новицкий, В.А. Кецко, С.А. Шарко, Н.Н. Поддубная, В.М. Лалетин, А.В. Беспалов, О.Л. Голикова, М.Н. Смирнова, Л.Ю. Фетисов, А.О. Титова /Влияние состояния межфазных границ на величину магнитоэлектрического эффекта в пленках Co(Ni) на подложках $PbZr_{0.45}Ti_{0.55}O_3$ и GaAs // Неорганические материалы – 2016 г. – Т. 52, №10, С. 1–7.
2. В.М. Лалетин, Н.Н. Поддубная / Линейный и нелинейный магнитоэлектрический эффект в объемных композитах цирконат-титанат свинца – феррит никеля // ПЖТФ. – 2017 г. – Т. 43, №2, С. 60-67.
3. Лалетин, В.М. Магнитоэлектрический отклик в различных типах слоистых структур. / В.М. Лалетин, Н.Н. Поддубная // Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии», Витебск, 25 – 29 мая, 2009 г.: сборник тезисов / под ред. В.В. Рубаника – УО «ВГТУ». – Витебск, 2009. – С. 148.

EFFECT OF NANOPOWDERS MORPHOLOGY ON THE ZnO CERAMICS STRUCTURE AND PROPERTIES

Muktepavela F.¹, Maniks J.¹, Grigorjeva L.¹, Gorokhova E.I.², Eronjko S.B.², Oreschenko E.A.², Sandulenko A.V.²

¹Institute of Solid State Physics, University of Latvia, Riga LV1063, Latvia

² Scientific and Production Association S.I.Vavilov State Optical Institute. St. Petersburg 192171, Russia, Famuk@latnet.lv

Introduction. Investigation of ZnO crystals is of special interest because of their potential for applications in optoelectronics, sensors, spintronic etc. Recently, the attention of research community has increasingly turned to ZnO ceramics from nanopowders [1,2]. The authors in [2], obtained for the first time transparent ZnO ceramics, have shown that these ceramics are of interest for use as high-efficiency fast scintillators. This requires high intensity of X-ray or photoluminescence (PL) exciton peak, negligible defect-associated ("green") PL, subnanosecond decay time and high hardness without grain-boundary (GB) brittleness. These requirements should correlate with the high quality microstructure. However, sintering of ZnO ceramics largely is determined by the powder interactions at the initial state, tendency of nanopowders to faceting and to quick agglomeration. The fast agglomeration is due to high surface (S)-to-volume (V) ratio (S/V). However, it is known that ZnO has the variety of 2D and 3D ZnO nanocrystals forms such as nanowires, nanocombs, tetrapods etc. Such nanostructures as tetrapods have large free surfaces with minimal energy in the direction of growth and low (S/V).parameter. For these shaped particles other sintering processes may take place in all sintering stages. On the other side, the problems of ZnO powders agglomeration can be solved using hot pressing and by impurities doping.

In this work the role of the ZnO nanopowders morphology in structural, mechanical and optical properties of ZnO ceramics obtained by high temperature (1200⁰C) sintering (HTS) and by uniaxial hot pressing (UHP, 1150⁰C) was investigated. Experimental ZnO nanopowders for HTS were obtained by a method of Zn evaporation, oxidation and condensation in a tube furnace at 950⁰C [3]. By varying conditions of oxygen flow and temperature gradient we obtained tetrapods ($d=50-100$ nm, $l=3-10$ μ m) (Fig1,a,b) and grained ($d=100-200$ nm) faceted powders (Fig1,c).

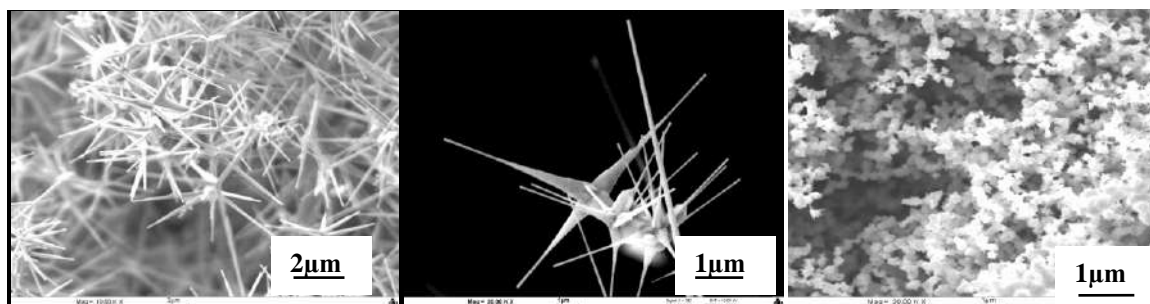


Figure 1 - SEM images of ZnO powders morphology: tetrapods-like (a,b) and grained powders (c)

For UHP sintering nanopowders were obtained by chemical methods, indium as dopant (0.13wt%) was introduced in the form of indium oxide by mechanical mixing with ZnO [2]. Powders and ceramics structural state have been investigated using SEM, TEM, XRD, EDS and photoluminescence (PL) methods. Mechanical properties (hardness H,GPa, elastic modulus E,GPa and plasticity) of ceramics were characterized by the nanoindentation.

Results and discussion. As can be seen from Fig.1, structural elements of tetrapods (long rods) remain straight during process of obtaining (a,b). In contrast with tetrapods grained powders, are faceted and strongly agglomerated (c). Comparative analysis of HTS ceramics microstructures showed that all ceramics have recrystallized grains. However, ceramics obtained from grained powders had quite large, inhomogeneous grains ($d=6-10$ μ m) and high (10-8%) porosity both at the grain boundaries (GBs) and inside grains. Fracture is characterized as brittle intragranular and intergranular that reflects the positions of previous

low-angle GBs in conglomerate as locations of micropores [3]. Ceramics from tetrapods had fine-grained structure ($d=1-4\mu\text{m}$) without signs of grain boundary brittleness. During sintering tetrapod-like particles transformed into grains with randomly misorientated large-angle GBs which are efficient paths for atomic transport and densification. Such GBs are instrumental in eliminating residual porosity and point defect. Values of hardness (3.8GPa), modulus ($E=120\text{GPa}$) and data for PL spectra are comparable to properties of fine-grained ZnO films. The calculated value of PL parameter $\alpha = I_{\text{def}}/I_{\text{exc}}$ is very small $\alpha = 0.025$ and thus it indicates a high quality of this ceramics. However, HTS ceramics even based on tetrapods are not transparent, but allow in perspective use as gas sensors.

Investigated hot pressing ceramics (UHP) based on grained powders were optically transparent due active plastic deformation at high temperature leading to the close and dissolution of initial micropores, but have GBs brittleness. Moreover, decreased values of elastic modulus within a grains and a wide defect-associated ("green") PL band at 2.2-2.8 eV in conjunction with a weak excitonic band (Fig.2) indicate on a high concentration of residual point defects. Stability of these defects is attributed to slow volume and low-angle GBs diffusion as well as to large distance to probable sinks at coarse grains ($d=10-20\mu\text{m}$).

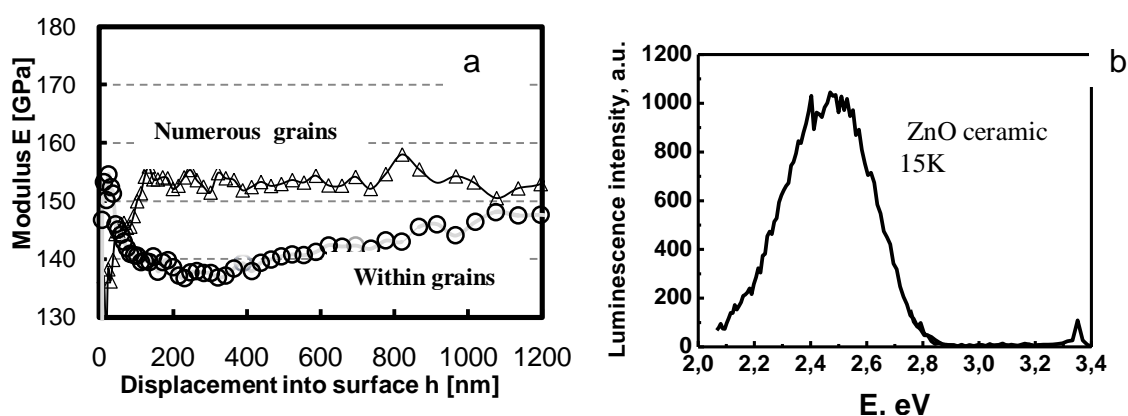


Figure 2 - Modulus vs displacement in to surface (a) and PL intensity (b) for hot pressing ZnO ceramics.

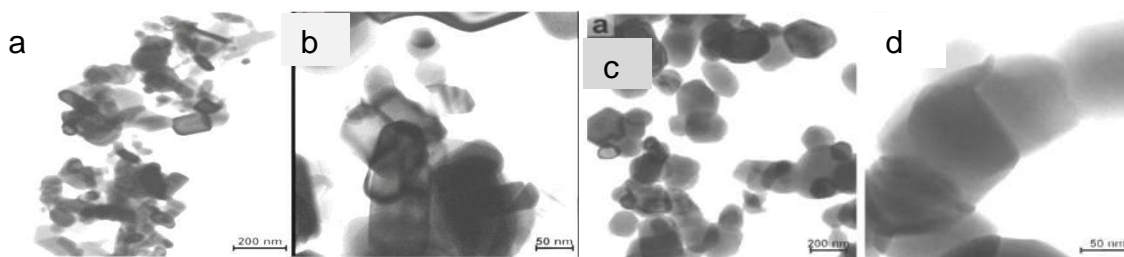


Figure 3 - TEM images of initial ZnO (a,b) and doped ZnO :In (c,d) powders.

It was found, that indium doping (0.13%wt) changes all properties of ZnO ceramics. Already during the mixing of powders indium induces a transition of initially faceted ZnO particles to rounded (Fig.3) that facilitates the formation of diffusion mobility high-angle GBs. It was shown [2] that the introduction of the optimal concentration (0.13 wt.%) of indium leads to the increase of the intensity of *X-ray luminescence* excitonic band and ensures photonic response with a subnanosecond decay time. Indeed, our data of PL confirm this as is seen from Fig.4,a. In ZnO:In ceramics the main excitonic band at 15K is at 3.35 eV and its origin is exciton bound at neutral donor (ExD^0), whereas the (defect associated) "green" luminescence is negligible. The calculated values of PL parameter $\alpha = I_{\text{def}}/I_{\text{exc}}$ at 293K for undoped ZnO ceramics was $\alpha = 1.2$, for indium doped $\alpha = 0.08$ is decreased in 15 time compared with undoped. Thus, the indium doping facilitates the elimination of points defects.

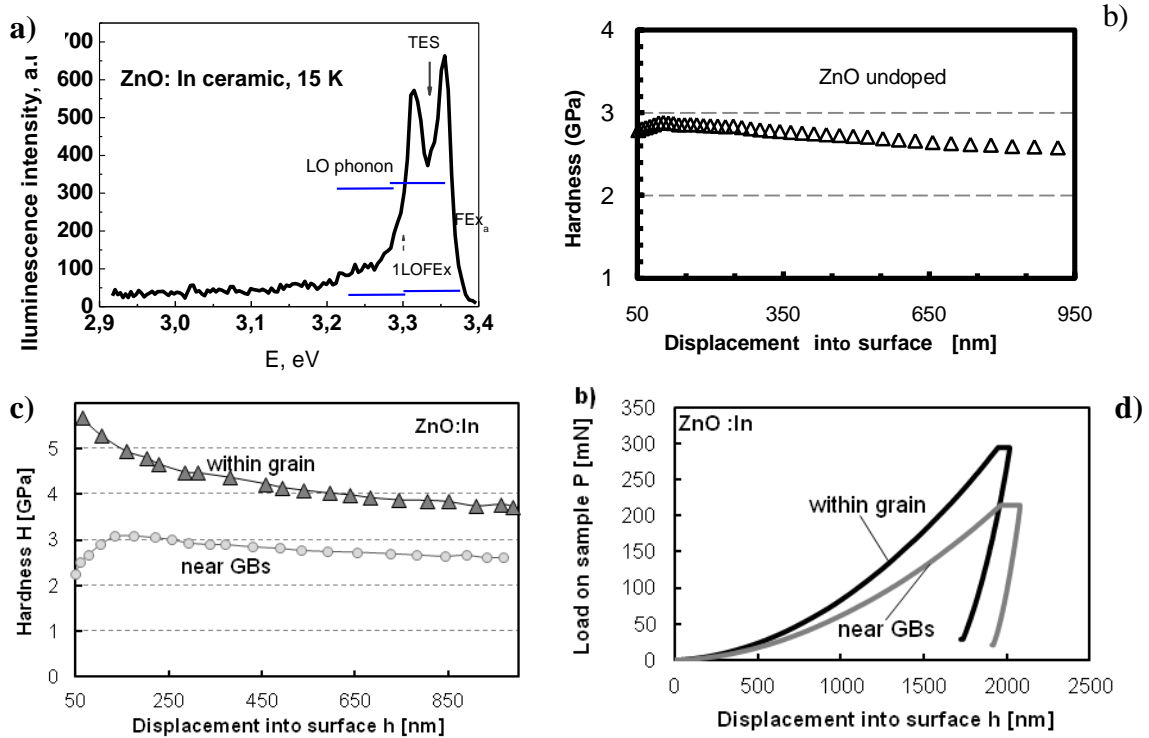


Figure 4 - The photoluminescence spectra measured with time gate 125ns at T= 15K (a), and nanoindentation data (b),(c) ,(d) for ZnO:In ceramics.

The hardness results are presented in Fig.4.,b,c,d. The nanoindentation was carried out both at the center of the coarse grains and near the GBs using the technique of topographic indentation "in situ" in nanoindenter tester. In comparison to the undoped ZnO ceramics the hardness in the volume of doped ceramics is 1.4 times higher. At the same time the plasticity of GBs layers has been revealed from analysis of loading curves (Fig.4,d). Calculation of the work of plastic deformation shows greater plasticity for the "GBs group" in comparison to the "within grain" (90.5 % vs 81 % which consequently) that determined the absence of grain-boundary brittleness in ZnO:In ceramics.

Conclusion The results affirm the major influence of powders morphology on the structure, mechanical and optical properties of ZnO ceramics. A comparative analysis showed that doping with indium lead to the faceting-rounding transition of initially ZnO particles which promotes the formation of diffusion-active high-angle (GBs) and good properties of ceramics. Results characterize ZnO:In ceramics as a prospective material for fast scintillators.

This work has been supported by the Project ERA.Net RUS_ST2017-051.

References

[1] Lu K. Sintering of nanoceramics. *Intern.Mater.Rev.* 53 (2008) 21-38
 [2] Gorokhova E.I., Eron"ko S.B et al *J. Opt. Technol.*. (2015) 82, 12. pp. 837- 45
 [3] Muktepavela F, Grigorjeva L, Sursajeva V. (2012) *Mater.Sci.Eng.* 38 012016

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗОГНУТЫХ НА РЕБРО ПОЛОСОВЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРОКАТКОЙ ЗАГОТОВОК ИЗ ПРУТКА

Исаевич Л.А., Иваницкий Д.М., Ленкевич С.А., Иваницкий С.В.

Белорусский национальный технический университет, Республика Беларусь,
Denisrodman@tut.by

Технологии изготовления приспособлений для лечения ортопедотравматологических больных, например полуколец к аппарату Илизарова, требуют использования заготовок в виде полос с заданными геометрическими и механическими параметрами. Для обеспечения требуемых свойств, особенно по точности и шероховатости поверхности, повышенным требованиям к форме боковых кромок такие полосы целесообразнее получать плющением круглого прутка.

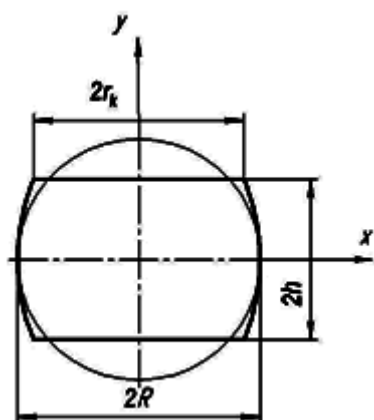


Рисунок 1- Изменение свободной поверхности кругового сечения

При анализе процесса осадки примем, что в момент начала пластического течения в указанном участке исходное круговое сечение приобретает форму усеченной части эллипса. Уравнение эллипса $(x^2/a^2) + (y^2/b^2) = 1$ в обозначениях, принятых на рис. 2, можно представить как [1]

$$\left(\frac{r_k^2}{R^2}\right) + \left(\frac{h^2}{b^2}\right) = 1, \quad (1)$$

где h и r_k - новые переменные; b - большая полуось эллипса.

Поскольку при $y = 0$, $a = R$, при $y = h$, $x = r_k$. Полуось эллипса h , с учетом выражения (1) [1]

$$h = \pi R / 2 \left(\left(1 / \sqrt{1 - (r_k^2 / R^2)} \right) \arcsin \sqrt{1 - (r_k^2 / R^2)} + (r_k / b^2) \right).$$

Уравнение для расчета зависимости ширины прокатной из прутка полосы от ее толщины [1]

$$B_1 = B_H + \left(\frac{1}{f_y} + \frac{f_x 2l}{f_y \Delta h} \right) \left(h_1 \ln \frac{h_1}{h_H} + h_H - h_1 \right). \quad (2)$$

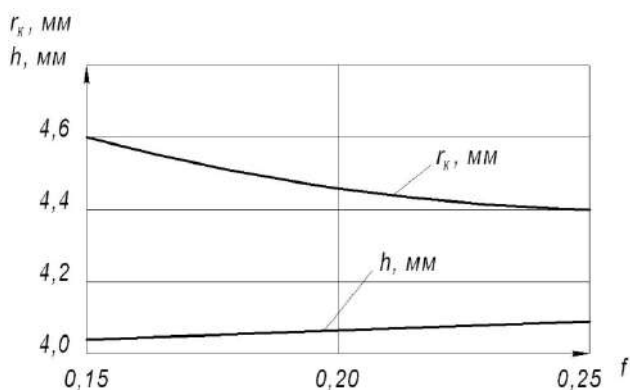


Рисунок 2 - Зависимость значений r_k и h от коэффициента контактного трения

Расчеты изменения конечной ширины прокатных из прутка полос проводили для диаметра 10 мм. Для упрощения расчетов принимали $f_x = f_y$. При этом в отсутствии смазки согласно [1] $f = 0,15$.

Расчетные значения величин h и r_k в зависимости от коэффициента контактного трения при поперечной осадке прутка диаметром 10 мм представлены на рис. 2. Поскольку в этом случае вытяжки прутка еще не происходит, можно определить эквивалентное по площади данному

усеченному эллипсу прямоугольное сечение с заданным значением высоты $h_0 = 2h$ и шириной $B_0 = \pi R^2 / h_0$ [1].

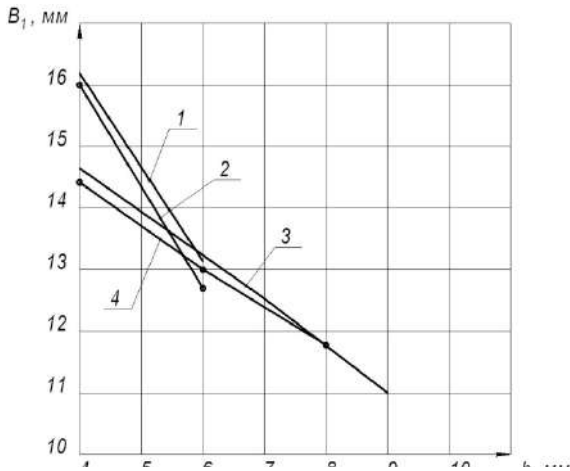
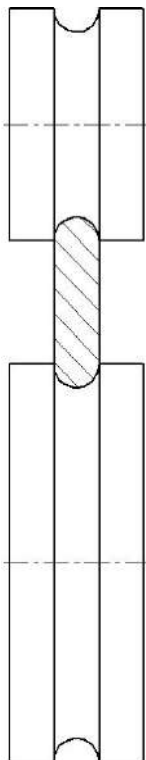


Рисунок 3 - Зависимость ширины прокатанной из прутка полосы от ее конечной толщины: 1 – расчетные значения, 2 – экспериментальные данные для прутка, прокатанного за 2 прохода, 3, 4 – соответственно теоретические и экспериментальные данные за 3 прохода

Расчетные и экспериментальные зависимости изменения конечной ширины прокатанных из прутка диаметром 10 мм полос от единичных обжатий представлены на рис. 3. Для упрощения расчетов принимали $f_x = f_y$. При этом в отсутствии смазки, согласно [1], $f = 0,15$.

Эксперименты проводили прокаткой без смазки прутка диаметром 10 мм в гладких валках радиусом 100 мм. По результатам экспериментов видно, что для получения требуемых размеров поперечного сечения полосы (Рис. 3) круглый пруток диаметром 10 мм обжимается за 2 прохода. При прокатке прутка за 3 и 4 прохода снижается величина уширения и не достигается требуемая ширина полосы при заданной ее толщине. За 1-й проход пруток обжимали до толщины 6,2 мм шириной 12,9 мм, затем за 2-й проход получали полосу толщиной 4

мм, достигая требуемой ширины 16 мм. Как видно из графиков 1 и 2 (Рис. 3), экспериментальные значения несколько ниже расчетных. Это связано с тем, что в расчетах не учитывалось влияние жестких концов на снижение величины уширения [1].



При деформировании полосы на ребро в валках (Рис. 4) путем поперечного изгиба с одновременным перемещением заготовки между валками, имеющими возможность изменения параметра гибки, не обеспечивается равная кривизна по всей длине изгибаемой заготовки. В связи с этим интерес представляет процесс прокатки с верхним или нижним давлением. В практике прокатного производства хорошо известно появление изгиба полосы при неравенстве диаметров рабочих валков. Полоса в таких случаях обычно изгибается в сторону вала меньшего диаметра. Изгиб полосы наблюдается также при прокатке в валках одинакового диаметра, но вращающихся с разными окружными скоростями [2].

Рассчитаем радиус изгиба полосы при обжатии в валках. Существует точка зрения, что наряду с фактором разности окружных скоростей валков необходимо принимать во внимание также различие в обжатии полосы валками неодинакового диаметра [2]. Расчет значения r можно произвести по формуле

Рисунок 4 - Схема обжатия полосы в валках на ребро

$$r = \frac{1 + k \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) / \left(1 + \left(\frac{R_1}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_1^2 \right)}{1 - k \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) / \left(1 + \left(\frac{R_1}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_1^2 \right)} h_1 \quad (3)$$

где $r = r_2 + (h_1/2)$; r_2 - внутренний радиус полосы; $k = V_2/V_1 < 1$; S_1 и S_2 - величины опережения соответственно на валках радиусом R_1 и R_2 соответственно; h_1 - толщина полосы на выходе из валков; V_1 и V_2 - окружные скорости валков радиусом R_1 и R_2 соответственно; γ_1 и γ_2 - нейтральный угол.

В случае использования критического рассогласования окружных скоростей валков $\gamma_1 < 1$ и выражение (3) принимает более простой вид

$$r = \left[\left(1 + k_{кр} \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) \right) \right] / \left[\left(1 - k_{кр} \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) \right) \right] \frac{h_1}{2}. \quad (4)$$

Однако следует отметить, что величина коэффициента критического рассогласования окружных скоростей валков в формуле (4) получена из условия равенства объема металла, проходящего через каждое сечение очага деформации в единицу времени, и поэтому не позволяет описать возможный изгиб полосы на выходе из валков. Решая уравнение (4) относительно коэффициента рассогласования окружных скоростей валков, получаем

$$k = (2r - h_1) / \left((2r + h_1) \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) \right). \quad (5)$$

Уравнение (5) позволяет рассчитать требуемый коэффициент рассогласования окружных скоростей валков по заданному радиусу изгиба полосы и величине ее обжатия. Расчет проводили для полос из нержавеющей стали. Величину обжатия изменяли от 1 до 5 мм. Результаты расчета представлены на рис. 5. Из рисунка видно, что с увеличением требуемого радиуса изгиба полосы растет и коэффициент критического рассогласования окружных скоростей валков, в то же время его значение тем меньше, чем больше величина обжатия полосы.

Для подтверждения полученных расчетных данных были проведены эксперименты по изгибу на ребро полос из нержавеющей стали. Использовали полосы толщиной 4 мм различной ширины (от 17 до 22 мм) и прокатывали на ребро до ширины 16 мм, тем самым обеспечивая разную величину обжатия. Достигали необходимый радиус изгиба полосы изменяя коэффициент критического рассогласования окружных скоростей валков и величину обжатия. Результаты экспериментов представлены на рис. 5 из которого

видно, что расчетные и экспериментальные данные хорошо согласуются.

Литература

1. Исаевич, Л.А. Особенности формообразования прямоугольных полос из круглого прутка / Л.А.Исаевич, А.И.Гордиенко, Д.М.Иваницкий, С.А.Ленкевич // «Перспективные направления развития технологии машиностроения и металлообработки»: тезисы докл. межд. научн.-техн. конф. (Минск, 7-8 апреля 2016 г.) редкол.: В.К.Шелег (отв. ред.) [и др.]. – Минск: Бизнесофсет, 2016. – С. 75-78.
2. Здор, Г.Н. Особенности формообразования полосы из прутка / Г.Н.Здор, Л.А.Исаевич, С.В.Иваницкий // Вестник БНТУ: научно-технический журнал. - 2010. - № 6. - С. 38-41.

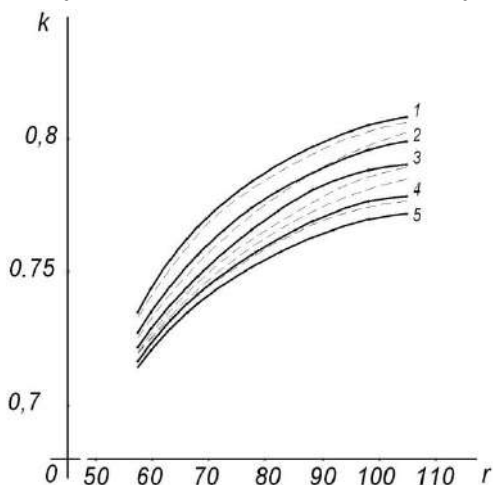


Рисунок 5 - Зависимость радиуса изгиба полосы от коэффициента критического рассогласования окружных скоростей валков и величины обжатия: (—) – расчетные данные, (- - -) – экспериментальные данные

ПРОЕКТНЫЙ РАСЧЕТ БАНДАЖИРОВАННОГО ВАЛКА ДЛЯ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ

Исаевич Л.А., Сидоренко М.И., Иваницкий Д.М., Крицкий А.Д.

Белорусский национальный технический университет, Республика Беларусь,
Denisrodman@tut.by

С целью обеспечения ремонтпригодности валков предложена их конструкция в виде бандажированного валка. Как видно из рис. 1, в бандаже 2 выполнено центральное коническое отверстие с углом конусности β , а бандаж 2 фиксируется на валу 1 двумя гайками 4 посредством шайбы стопорной 3 [1].

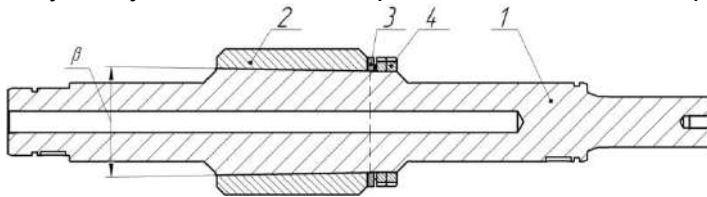


Рисунок 1- Эскиз бандажированного валка

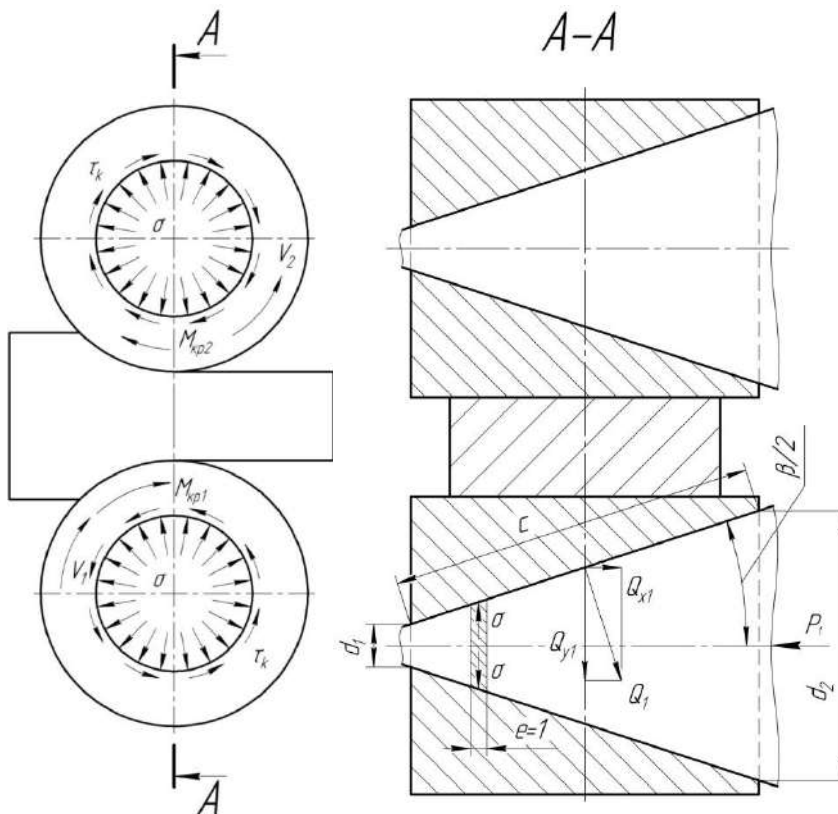


Рисунок 2- Расчетная схема бандажированного валка

Для передачи крутящего момента от вала к бандажу необходимо определить максимальное усилие поджатия самого бандажа в коническом соединении к валу гайками посредством стопорной шайбы, обеспечивающее надежную фиксацию бандажа на поверхности вала при максимальном крутящем моменте.

Сдвиг бандажа относительно оси вдоль дуги касания (Рис. 2) может произойти под действием касательных напряжений τ_k , величину которых для элемента единичной длины e можно определить из выражения

$$\tau_k = f_1 \sigma, \quad (1)$$

где σ - нормальные напряжения; f_1 - коэффициент контактного трения между бандажом и валом.

В свою очередь нормальные напряжения находим по формуле

$$\sigma = Q_1 / F, \quad (2)$$

где Q_1 - усилие, возникающее на поверхности контакта бандажа и оси; F - площадь контакта бандажа и оси.

Усилие на поверхности контакта бандажа и оси определим из выражения

$$Q_1 = 2M_{кр1} / d_1, \quad (3)$$

где d_1 - минимальное значение диаметра посадочной поверхности.

Усилие сдвига бандажа относительно вала вдоль дуги касания определяем из зависимости

$$T = \tau_k F. \quad (4)$$

Окончательно получим

$$T = f_1 2M_{кp1} / d_1. \quad (5)$$

Далее определим минимальное усилие прижима бандажа к оси, обеспечивающее прочность соединения при $T = Q_1$ по формуле

$$Q_{x1} = f_1 (2M_{кp1} / d_1) \cdot \sin(\beta/2). \quad (6)$$

Исходные данные для расчетов: $f_1 = 0,15$; $M_{кp1} = 37018 \text{ Нм}$; $d_1 = 181 \text{ мм}$; $\beta = 3^\circ$.

Подставив исходные данные в выражение (6), получим

$$Q_{x1} = 0,15(2 \cdot 37018000 / 181) \cdot \sin(3/2) = 1606 \text{ Н}.$$

Условие работоспособности составного вала при рабочих моментах асимметричной прокатки будет обеспечено при усилии поджатия бандажа $Q_{x1} \geq 1606 \text{ Н}$. Усилие обеспечивается посредством стопорной шайбы [1], конструкция которой представлена на рис. 3.

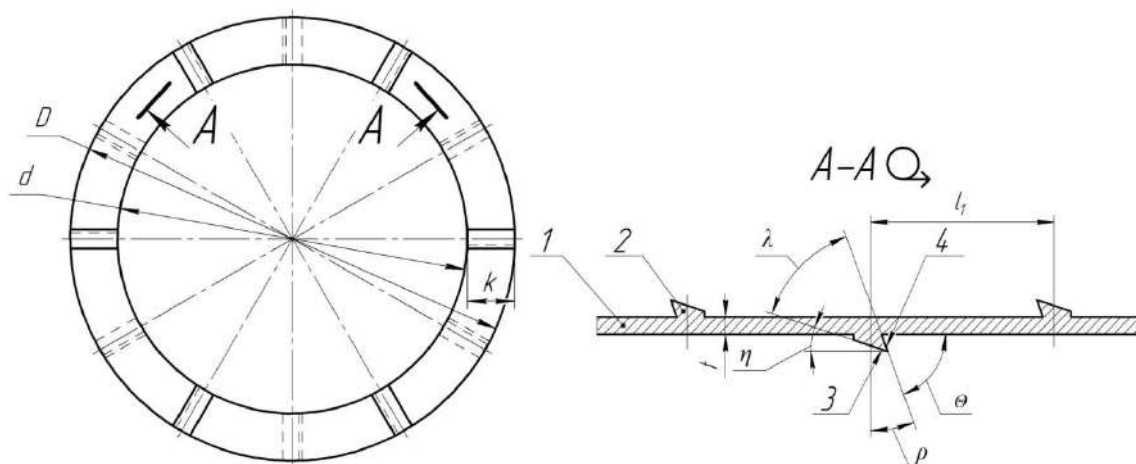


Рисунок 3 - Эскиз стопорной шайбы

Предложенная стопорная шайба с выступами имеет основание 1 на котором выполнены выступы 2, причем опорные грани 3 выступов 2 наклонены к основанию 1 шайбы под углом $\eta = 5 - 10^\circ$, где η - задний угол резца, а боковые грани 4 выступов 2 наклонены к основанию 1 под углом $\theta = 90^\circ - \rho = 70 - 80^\circ$, где $\rho = 10 - 20^\circ$ - передний угол резца. Угол заострения λ между опорными гранями 3 и боковыми гранями 4 находится в пределах $60 - 75^\circ$ и его острие совпадает с направлением завинчивания резьбового соединения. Углы выбираются в соответствии с рекомендациями для резцов, используемых для резания металлов [2].

Стопорение гайки и поджимаемой детали будет обеспечено тогда, когда угол заострения по аналогии с резцом позволяет внедряться выступу в тело поджимаемой детали и гайки. Материалом контактных поверхностей (гайки, стопорной шайбы, поджимаемой детали) может быть, например, холоднокатанная сталь марки 60С2А.

Максимально допустимое усилие, действующее на опорную грань выступа, рассчитываем исходя из прочности материала, рассматривая его как упругую балку с заземленным концом. Максимально допустимое усилие определяем из выражения [3]

$$P_1 = \sigma_s k t^2 / 6l_1, \quad (7)$$

где σ_s - предел прочности материала, МПа; k - ширина основания стопорной шайбы, мм; t - толщина основания стопорной шайбы, мм; l_1 - длина дуги основания стопорной шайбы, мм.

Длина дуги основания стопорной шайбы равна

$$l_1 = \pi(D + d)/2n, \quad (8)$$

где D – наружный диаметр стопорной шайбы, мм; d – внутренний диаметр стопорной шайбы, мм; n – количество выступов.

Исходные размеры стопорной шайбы: ширина основания $k = 24$ мм, толщина основания $t = 7$ мм, наружный диаметр $D = 230$ мм, внутренний диаметр $d = 182$ мм, количество выступов $n = 12$, материал – сталь 60С2А ($\sigma_s = 1570$ МПа [4]).

Для заданных условий максимально допустимое усилие на опорной поверхности выступа $P_1 = 5706$ Н, что превышает минимальное необходимое усилие поджатия бандажа $Q_{x1} = 1606$ Н.

Определим величину деформации шайбы при закручивании гайки при которое будет обеспечено усилие поджатия бандажа. Относительную степень деформации при посадке бандажа на вал определим из выражения

$$\sigma_s = \varepsilon E, \quad (9)$$

где σ_s - предел прочности материала; E - модуль упругости материала шайбы.

Подставим выражение (9) в формулу (7) с учетом (8), принимая во внимание, что в данном случае $p = Q_{x1}$, после преобразований получим

$$\varepsilon = (3\pi \cdot Q_{x1} (D + d)) / Ekt^2n. \quad (10)$$

Исходные данные для расчетов $E = 2,1 \cdot 10^5$ [4]. В результате получим

$$\varepsilon = 3\pi \cdot 1606(230 + 182) / 2,1 \cdot 10^5 \cdot 24 \cdot 7^2 \cdot 12 = 0,0021.$$

Относительная степень деформации также может быть определена из выражения

$$\varepsilon = (z_0 - z_1) / z_0, \quad (11)$$

где z_0 - исходная толщина шайбы, равная 21 мм; z_1 - толщина шайбы после поджатия гайки.

Из выражения (11) определим толщину шайбы после поджатия $z_1 = z_0(1 - \varepsilon) = 21(1 - 0,0021) = 20,9$ мм. Следовательно, при поджатии шайбы не менее чем на 0,1 мм работоспособность предлагаемой конструкции инструмента будет обеспечена.

Литература

1. Стопорная шайба: заявка на выдачу пат. Респ. Беларусь, МПК7 F16 В39/24 / А.А.Гранковский, Л.А.Исаевич, Д.М.Иваницкий, М.И.Сидоренко, А.Д.Крицкий; заявитель ОАО «МАЗ» - управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ». – 2017.
2. Аршинов В. А. Резание металлов и режущий инструмент. Изд. 3-е, перераб. и доп. Учебник для машиностроительных техникумов / В.А.Аршинов, Г.А.Алексеев; М. – Машиностроение, 1975. – 440 с.
3. Водопьянов В. И. Курс сопротивления материалов с примерами и задачами: учеб. пособие/ В.И.Водопьянов, А.Н.Савкин, О.В.Кондратьев; ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – 136 с.
4. Анурьев В. И. Справочник конструктора–машиностроителя: в 3 т. / В.И. Анурьев.–5-е изд., перераб. и доп.–М.: Машиностроение, 1980. – Т.1. – 730 с.

**ДВИГАТЕЛИ И ПРИВОДЫ НА ОСНОВЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В
МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu-Al-Ni**

Пульнев С.А.¹, Прядко А.И.^{1,2}, Николаев В.И.¹

¹ФТИ им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, Россия

²ЦНИИ Робототехники и Технической Кибернетики, г. Санкт-Петербург, Россия

pulnev@mail.ioffe.ru

Монокристаллы сплавов на основе Cu–Al–Ni обладают ярко выраженными эффектами памяти формы и сверхупругости, демонстрируя большие обратимые деформации в широком диапазоне температур [1-4]. Так, например, максимальная обратимая деформация при эффекте сверхупругости реализуется для кристаллографической ориентации <001> и достигает 10% для превращения $\beta_1 \rightarrow \beta'_1$ и 16% в случае двух последовательных мартенситных превращений $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ [2,5].

Для использования данного материала в качестве силовых элементов циклических двигателей необходимо знание ряда его специальных свойств, таких как:

- обратимая деформация эффекта памяти формы $\varepsilon_{\text{эфф}}$;
- генерируемые напряжения $\sigma_{\text{ген}}$ при восстановлении формы в процессе нагревания;
- напряжение $\sigma_{\text{деф}}$, необходимое для достижения максимальной деформации при охлаждении под нагрузкой;
- зависимости характеристических температур мартенситных превращений от приложенного напряжения;
- предельная температура нагрева $T_{\text{пред}}$, до которой материал сохраняет работоспособность без потери функциональных свойств.

Знание этих параметров необходимо для расчета характеристик создаваемых циклических двигателей.

Для определения вышеуказанных свойств материала были проведены исследования силовых элементов в условиях, имитирующих работу циклического двигателя, в котором силовые элементы функционируют в режиме одноосного растяжения. Исследования проводились на монокристаллах сплава Cu–13.5%Al–5.0%Ni, выращенных вдоль направления <100>. Образцы имели по данным дифференциального сканирующего калориметрического анализа следующие характеристические температуры мартенситных превращений: $M_n = 52^\circ\text{C}$, $M_s = 39^\circ\text{C}$, $A_n = 49^\circ\text{C}$, $A_s = 60^\circ\text{C}$.

На основании результатов проведенных экспериментальных исследований для расчетов характеристик двигателей на монокристаллах Cu–Al–Ni установлены следующие значения вышеприведенных параметров:

- максимальная обратимая деформация памяти формы $\varepsilon_{\text{эфф}} = 8\%$;
- напряжение, необходимое для деформирования охлаждаемого силового элемента до максимальной деформации $\sigma_{\text{деф}} = 60$ МПа;
- максимальная температура нагрева силового элемента $T = 200\text{--}220^\circ\text{C}$;
- максимальные генерируемые напряжения при восстановлении формы силового элемента при нагреве $\sigma_{\text{ген}} = 180\text{--}200$ МПа.

Существенной особенностью монокристаллов Cu–Al–Ni является полное восстановление деформации памяти формы при нагреве. В изученном диапазоне температур до 220°C и напряжений до 200 МПа исследуемый материал демонстрирует полное отсутствие остаточных деформаций и проявляет «совершенный эффект памяти формы».

Рассмотрены принципы построения двигателей и приводов, в которых материалы с эффектом памяти формы выполняют роль силовых элементов, а цикличность работы обеспечивается за счет обратимого мартенситного превращения. Для создания циклического двигателя, который преобразует подводимую энергию в механическую работу необходимо ввести в состав двигателя два силовых элемента, работающих друг против друга по принципу мышц–антагонистов «сгибатель–разгибатель». Требуется также организовать соответствующие временные индивидуальные тепловые режимы нагрев – охлаждение для каждого силового элемента, которые должны быть механически связаны между собой так, чтобы при

срабатывании одного из них, деформировался другой с приведением его тем самым в состояние готовности к следующему срабатыванию. Таким образом, организуется циклическая работа двигателя [6,7]. Необходимым условием, определяющим принципиальную возможность создания двигателя, работающего в циклическом режиме, является отсутствие в материале силовых элементов необратимых остаточных пластических деформаций при их работе в термоцикле под нагрузкой. В противном случае в каждом цикле работы двигателя будет происходить накопление пластических деформаций, что приведет к необратимому удлинению силовых элементов с последовательным сокращением амплитуды их движения в процессе работы двигателя вплоть до полной потери его работоспособности. Именно этим свойством, как отмечено выше, и обладают монокристаллы Cu–Al–Ni.

Разработана математическая модель, которая описывает поведение линейного двигателя с изгибным силовым элементом с эффектом памяти формы и позволяет рассчитать развиваемую силу как функцию перемещения штока, а также выполняемую двигателем полезную работу и его эффективность в зависимости от свойств материала. Таким образом, данная модель может использоваться при создании прототипов компактных двигателей на основе монокристаллов Cu – Al – Ni с эффектом памяти формы.

В качестве примера применения двигателей на основе монокристаллических элементов с эффектом памяти формы представлен мини-робот, в котором используются линейный и вращательный приводы с изгибными силовыми элементами. Вращательный привод поднимает манипулятор, а линейный привод обеспечивает работу захватного устройства. Благодаря высокому соотношению совершаемой работы к собственному весу приводов на основе материалов с эффектом памяти формы мини робот способен манипулировать предметами, вес которых в несколько раз больше его собственного веса.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РФФ № 16-19-00129).

Список литературы:

1. К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. – 223 с.
2. H. Horikawa, S. Ichinose, K. Moorii, S. Miyazaki, K. Otsuka. Orientation dependence of $\beta \rightarrow \beta'$ stress-induced martensitic transformation in a Cu-Al-Ni alloy // Metallurgical Transactions A. Vol. 19A, April 1988, pp. 915-923.
3. M.A. Qidwai, A. Bhattacharyya, I. Vahhi, S. Pulnev. Initial investigation in actuator design using high-temperature shape memory alloy // Smart Structures and Materials 2003: Active Materials: Behavior and Mechanics Proc. SPIE, v.5053, 1, pp. 81-91, 2003.
4. G.K. Kannarpady, A. Bhattacharyya, S. Pulnev, I. Vahhi. The effect of isothermal mechanical cycling on Cu–13.3Al–4.0Ni (wt.%) shape memory alloy single crystal wires // Journal of alloys and compounds 425 (1), 2006, pp. 112-122.
5. K. Otsuka, H. Sakamoto, K. Shimizu. Successive Stress-Induced Martensitic Transformations and Associated Transformation Pseudoelasticity in CuAlNi Alloys Acta Metall., 27 (1979), 585.
6. С.А. Пульнев, А.И. Прядко, С.Г. Ястребов, В.И. Николаев. Эффект памяти форм в монокристаллах Cu – Al – Ni, линейные и вращательные двигатели на их основе // ЖТФ, Т. 88, №6, 2018, с. 843-849.
7. J. Jani, M. Leary, A. Subic. Designing shape memory alloy linear actuators: A review // Journal of Intelligent Material Systems and Structures Vol. 28(13), 2017, pp. 1699–1718.

СТРУКТУРА И ТРАНСПОРТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Табачкова Н. Ю., Милович Ф. О., Числов А. С., Курицына И. Е., Ломонова Е. Е., Мызина В. А., Борик М. А., Кулебякин А. В., Войцицкий В. П.

¹Черноголовка, Россия, Институт физики твердого тела РАН

²Москва, Россия, Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН

³Москва, Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Chislov.artem@bk.ru

Материалы на основе ZrO_2 , совместно стабилизированные Sc_2O_3 и Y_2O_3 , используемые в твердооксидных топливных элементах, вызывают большой интерес, поскольку они обладают наивысшей ионной проводимостью среди твердых электролитов на основе ZrO_2 . Применение таких материалов позволяет понизить рабочую температуру топливного элемента до $800^\circ C$, что весьма важно для увеличения стабильности, ресурса эксплуатации и надежности электрохимических устройств. На практике твердые электролиты используются, в основном, в виде газоплотных керамических мембран, получаемых различными методами керамической технологии. Структурные, механические и электрические свойства таких керамических материалов в значительной степени зависят от их микроструктуры (размеров зерен, характера распределения компонентов твердого раствора по объему и границам зерен, наличия пор и т.д.), которые в свою очередь определяются технологическими условиями синтеза. В отличие от керамики, при получении материалов в виде монокристаллов, влияние этих факторов можно исключить.

Все исследования в данной работе выполнены на монокристаллических образцах. Методом направленной кристаллизации расплава были выращены монокристаллы твердых растворов на основе ZrO_2 , солегированные Sc_2O_3 и Y_2O_3 в широком диапазоне составов $(ZrO_2)_{1-x-y}(Sc_2O_3)_x(Y_2O_3)_y$ ($x = 0.003 - 0.12$; $y = 0.005 - 0.045$). Проведено исследование структуры и фазового состава полученных кристаллов методами рентгенодифракционного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и комбинационного рассеяния света. Транспортные характеристики кристаллов измеряли методом импедансной спектроскопии.

В работе показано, что получение однородных монокристаллов как полностью стабилизированного, так и частично стабилизированного диоксида циркония возможно при определенных концентрациях стабилизирующих оксидов. Так для получения монокристаллов полностью стабилизированного диоксида циркония суммарная концентрация стабилизирующих оксидов скандия и иттрия находится в интервале концентраций 10 - 12 мол.%, а для получения кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония в интервале 2.8 - 4 мол.%. Кристаллы с концентрациями вне указанных пределов содержали дефекты в объеме в виде трещин и включений и не представляли интереса для практического использования.

Рентгенодифрактометрические исследования полученных кристаллов показали, что однородные, прозрачные кристаллы полностью стабилизированного диоксида циркония были однофазными с кубической флюоритовой структурой. Параметр решетки кубических твердых растворов при постоянной концентрации Y_2O_3 уменьшался с увеличением концентрации Sc_2O_3 . Для оценки фазовой устойчивости твердых растворов к механическим воздействиям кристаллы истирали в порошок и контролировали изменение фазового состава. Из однородных прозрачных полностью кубических кристаллов изменение фазового состава при истирании установлено только для образца содержащего 10 мол.% Sc_2O_3 и 2 мол.% Y_2O_3 . Для кристаллов

этого состава после приготовления порошков наблюдали частичный переход кубической фазы в ромбоэдрическую.

Кристаллы полностью стабилизированного диоксида циркония обладали высокой микротвердостью и низкой трещиностойкостью. При увеличении содержания суммарной концентрации стабилизирующих оксидов и содержания оксида иттрия значение микротвердости кристаллов увеличивается. Но увеличение содержания Y_2O_3 в твердых растворах приводило к необходимости уменьшения максимальных нагрузок на индентор, которые выдерживает образец без появления трещин.

По данным комбинационного рассеяния света все кристаллы полностью стабилизированного диоксида циркония являются тетрагональными (t'' -фаза), а не кубическими как это следовало из данных рентгеновской дифрактометрии. В литературе t'' -фаза описана как имеющая степень тетрагональности $c/a=1$, но принадлежащая к пространственной группе симметрии $R42/nmc$ вследствие смещения атомов кислорода в анионной подрешетке.

Сопоставление данных о фазовом составе кристаллов полностью стабилизированного диоксида циркония, полученных разными методами исследования показало, что кристаллы, которые идентифицируются по данным рентгеновской дифрактометрии как кубические, на самом деле имеют тетрагональную структуру t'' -фазы, которая возникает из-за небольшого смещения атомов кислорода в анионной подрешетке вдоль оси c .

Исследование транспортных характеристик кристаллов полностью стабилизированного диоксида циркония показало, что солегирование Y_2O_3 влияет на проводимость кристаллов различным образом и зависит от содержания Sc_2O_3 в исходном составе. При фиксированных значениях Sc_2O_3 в солегированных кристаллах максимальной проводимостью обладают составы с суммарной концентрацией стабилизирующих оксидов 10 мол. %: 10 мол. Sc_2O_3 ; 9 мол. % Sc_2O_3 и 1 мол. % Y_2O_3 ; 8 мол. % Sc_2O_3 и 2 мол. % Y_2O_3 , 7 мол. % Sc_2O_3 и 3 мол. % Y_2O_3 .

В литературе есть мнение, что добавление Y_2O_3 к скандиевым системам приводит к уменьшению проводимости. Как следует из приведенных нами результатов исследований эта закономерность, по-видимому, не является универсальной. Мы полагаем, что на величину проводимости оказывает влияние не только концентрация вакансий, возможная ассоциация вакансий, но и степень тетрагональности структуры, влияющая на подвижность ионов кислорода. Возможно, положение кислорода, как в кубической структуре, так и в явно выраженной тетрагональной структуре снижает подвижность кислорода по сравнению с неустойчивым его положением в решетке t'' -фазы.

Фазовый анализ кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония показал, что во всех исследуемых кристаллах присутствовали две тетрагональные фазы диоксида циркония t и t'' , принадлежащие к пространственной группе симметрии $R42/nmc$. Для всех полученных кристаллов степень тетрагональности изменялась незначительно и составляла для t -фазы $c/\sqrt{2}a = 1,014-1,015$, а для t'' -фазы $c/\sqrt{2}a = 1,004-1,005$. Судя по данным о степени тетрагональности t -фаза является трансформируемой, и при воздействии механических напряжений может подвергаться мартенситному переходу в моноклинную форму. А t'' -фаза с соотношением $c/a = 1,004-1,005$ не будет испытывать тетрагонально-моноклинного перехода. При увеличении суммарной концентрации стабилизирующей примеси незначительно увеличивается количество t'' -фазы и уменьшается количество t -фазы. Исследование методом ПЭМ показало, что структура всех частично стабилизированных кристаллов двойниковая, областей свободных от двойникования нет. Плоскостью двойникования

является плоскость {110}. С увеличением суммарной концентрации стабилизирующих оксидов размеры двойников незначительно уменьшаются. Исследование механических свойств кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония показало высокие значения микротвердости и трещиностойкости. Значения трещиностойкости для кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония превышают значения трещиностойкости кристаллов полностью стабилизированного диоксида циркония в 4-5 раз. Высокие значения трещиностойкости кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония обусловлены наличием двойников и механизмом трансформационного упрочнения, за который ответственна трансформируемая t -фаза.

Значения проводимости кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония для всех исследуемых составов довольно близки. Для кристаллов содержащих суммарную концентрацию стабилизирующих оксидов иттрия и скандия от 3,2 до 4 мол.% значения проводимости при температуре 1173 К составляют порядка $0,03 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$. Несмотря на то, что значения проводимости кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония меньше значений проводимости для полностью стабилизированного диоксида циркония в 3-5 раз, кристаллы исследованных составов имеют значения проводимости в 1,5-2 раза выше по сравнению с проводимостью кристаллов стабилизированных только оксидом иттрия, при сопоставимых концентрациях. Высокие значения микротвердости и трещиностойкости полученные для кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония могут позволить использовать данные составы для электролитических мембран, позволяя существенно уменьшить их толщину и тем самым снизить сопротивление.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ №16-13-00056.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

¹Белявин К.Е., ¹Минько Д.В., ¹Пономарев Т.С.,
²Угурчиев У.Х., ²Столяров В.В.

¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь, timofeus@tut.by, dminko@tyt.by

²Институт машиноведения РАН, Москва, Россия, vlstol@mail.ru

Электропластический эффект (ЭПЭ) в металлах и сплавах можно использовать в процессах обработки металлов давлением (ОМД) [1]. Как правило, ЭПЭ проявляется в повышении деформируемости металла. Для многих чистых металлов и технических сплавов данный эффект хорошо известен, однако роль вида тока и его режимов изучена мало. Практический интерес представляют длинномерные полуфабрикаты тонкого сечения, в которых ЭПЭ может быть в наибольшей степени востребован для снижения количества технологических переходов и исключения промежуточных отжигов. В этой связи целью исследования было оценить особенности ЭПЭ в сварочной проволоке и установить связь между видом тока и химическим составом проволоки ПСГ 0301 (углеродистая сталь) и ER 308LSi (нержавеющая сталь) диаметром 0.8 и 1.0 мм, соответственно. В технологии получения обоих материалов применяется множество этапов нагрева, прокатки, волочения и промежуточных отжигов.

ЭПЭ исследовали при комнатной температуре на горизонтальной разрывной машине ИР 5047-50-10 при растяжении со скоростью 0.5 мм/мин по режимам: без приложения тока; одиночные импульсы (максимальная плотность тока $j=280\text{А/мм}^2$, длительность импульса $\tau=100\text{мкс}$ продолжительность воздействия током = 1с); многоимпульсный ток ($j=280\text{А/мм}^2$ $\tau=100\text{мкс}$); постоянный ток ($j=5\text{А/мм}^2$). Температуру образца в процессе растяжения измеряли с помощью термопары, закрепленной в центре расчетной длины ($l_p=40\text{ мм}$). Она составляла 25°C (без тока), 50°C (одиночные импульсы), 280°C (многоимпульсный ток), 250°C (постоянный ток).

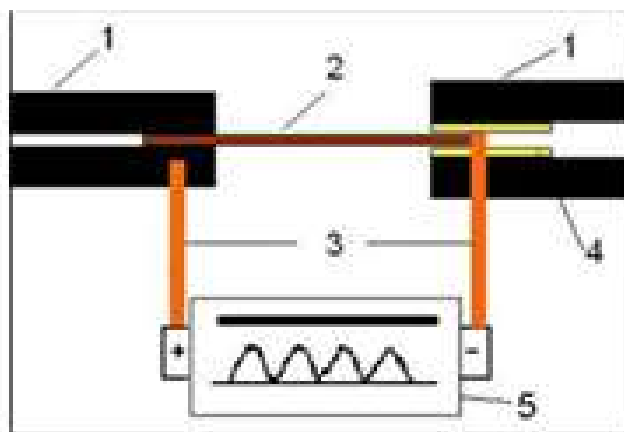


Рисунок 1 - Схема подвода тока к образцу: 1. Захваты; 2. Образец; 3. Медные шины для подвода тока; 4. Изоляционный материал; 5. Генератор импульсного тока (ГИТ).

Образцы из сварочной проволоки перед растяжением отожгли при температуре 1000°C и охлаждены в печи, чтобы создать равновесную структуру феррит + перлит (стальная проволока) и аустенит (нержавеющая проволока). Схема подвода тока к захватам показана на рис. 1. ЭПЭ исследовали путем сравнения кривых растяжения

для образцов сварочной проволоки, деформируемых с приложением тока и без приложения тока.

На рис.2 и 3 приведены кривые растяжения «напряжение-деформация»

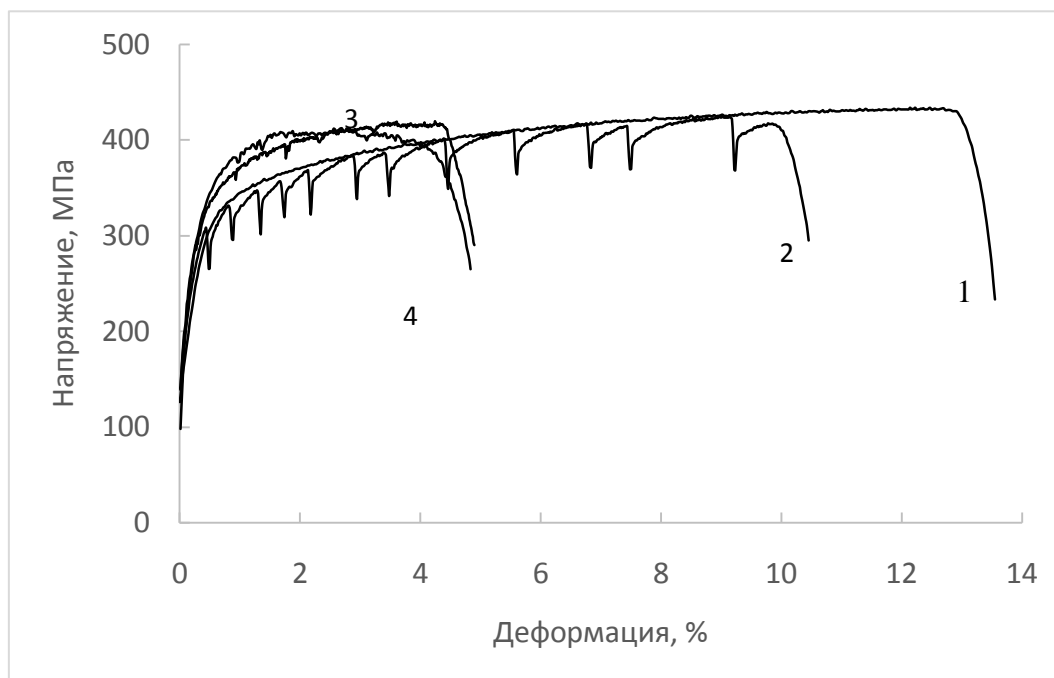


Рисунок 2 - Деформационные кривые проволоки ПСГ-0301: без тока (1); с импульсным током (2); многоимпульсный ток (3); постоянный ток (4).

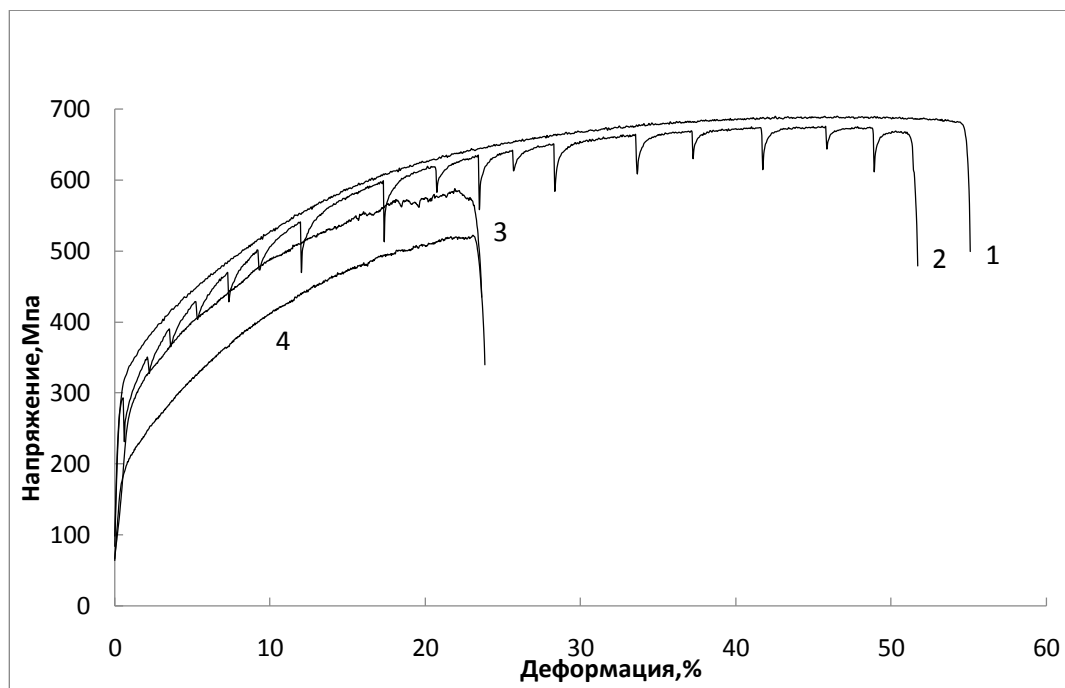


Рисунок 3 - Деформационные кривые проволоки ER 308LSi: без тока (1); с импульсным током (2); многоимпульсный ток (3); постоянный ток (4).

Результаты показывают, что прочность и пластичность проволок, деформируемых без тока и с током, зависят от материала. Прочность и относительное удлинение нержавеющей проволоки при всех режимах тока на 100-300 МПа и на 15-40%,

соответственно, выше этих же характеристик для углеродистой проволоки. Этот факт объясняется различием в структурно-фазовом составе проволок и не зависит от вида тока. К особенностям непосредственно ЭПЭ в обоих материалах можно отнести то, что одновременно прочность и пластичность резко уменьшаются при введении тока, особенно сильно для постоянного и многоимпульсного тока. Анализ показывает, что причиной является образование шейки при растяжении образцов проволоки, в результате чего резко повышается плотность тока и, соответственно температура. Одиночные импульсы тока практически повторяют форму кривой без тока, не влияют на прочность проволоки и в меньшей степени снижают пластичность до разрушения. Сравнивая поведение кривых для разных режимов тока и максимальные температуры в процессе растяжения можно предположить, что влияние тока в первую очередь связано с тепловым эффектом, который максимален для постоянного тока и минимален для одиночных импульсов.

Отметим, что ЭПЭ, наблюдаемый в виде скачков напряжения вниз с амплитудой около 50 МПа при введении одиночных импульсов, является типичным для многих материалов без фазовых превращений [1].

Таким образом, подтверждено, что ЭПЭ является зависимым от химического состава стали и режимов вводимого тока. Вклад ЭПЭ увеличивается с уменьшением интенсивности тока (одноимпульсный ток) и практически замещается тепловым эффектом при повышении энергии тока (многоимпульсный ток и постоянный ток).

Литература

1. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д., Физические основы и технологии обработки современных материалов, Т. 1, 2004.
2. Stolyarov V.V., Deformability and nanostructuring of shape memory TiNi alloys during the electroplastic rolling, Mater. Sci. Eng. A, 503 (2009), 18-20.
3. Misochenko A.A., Fedotkin A.A., Stolyarov V.V., Influence of grain size and electric current regimes on deformation behavior under tension of shape memory alloy $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$, Materials Today Proceedings, 4 (2017) 4753-4757.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Ф.С. Беляев, А.Е. Волков, М.Е. Евард, А.А. Хворов

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия,
E-mail: belyaev_fs@mail.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) в приложениях часто применяются в условиях циклически изменяющихся температур, деформаций и напряжений, что может привести к их усталостному разрушению. В связи с этим возникает задача расчета усталостной прочности и прогнозирования срока службы элементов из СПФ. В данной работе предлагается метод описания усталостного разрушения с помощью разработанного критерия разрушения, встроенного в ранее разработанную микроструктурную модель деформационного поведения СПФ [1]. Данная модель описывает механизмы деформации СПФ с использованием физических закономерностей этих процессов на микроуровне и с учетом влияния структурных уровней деформации. Построение условий превращения и микропластического течения производится в терминах обобщенных термодинамических сил. Модель учитывает энергию взаимодействия вариантов мартенсита и их рост в виде согласованных пар, что позволяет более точно описать обратимую фазовую деформацию. Расчет необратимой микропластической деформации, обусловленной аккомодацией мартенсита, производится совместно с расчетом плотностей ориентированных и рассеянных деформационных дефектов, ответственных за трансляционное и изотропное упрочнение.

Для описания разрушения предложен новый критерий разрушения на микроуровне, учитывающий влияние гидростатического давления, касательных напряжений, их концентрацию, создаваемую ориентированными дефектами, а также снижение предела прочности из-за поврежденности материала:

$$k_1 \frac{tr(\sigma)}{3} + \left(1 + k_2 \frac{b_n}{\beta^*}\right) T_\sigma = \frac{\tau_F}{(1+p)},$$

где $T_\sigma = (1/2 dev \sigma_{ij} dev \sigma_{ij})^{1/2}$ интенсивность тензора напряжений, b_n плотность ориентированных дефектов, τ_F предел прочности материала, k_1 , k_2 и β^* материальные постоянные, p поврежденность материала. В модели принимается что параметр p пропорционален суммарной микропластической деформации в этом зерне:

$$\dot{p} = B \sum_{m=1}^N |\dot{\varepsilon}_n^{mp}|,$$

где B материальная постоянная; ε_n^{mp} микропластическая деформация, вызванная ростом n -го варианта мартенсита; N количество мартенситных вариантов.

В основе этого критерия лежит критерий разрушения Мизеса $T_\sigma = \tau_F$. Этот критерий был дополнен и усовершенствован для описания разрушения на микроуровне. Для учета того факта что всестороннее сжатие препятствует разрушению, было введено слагаемое определяющее влияние гидростатического давления на разрушение, коэффициент k_1 определяет силу этого влияния. Скопления ориентированных дефектов создают поля внутренних напряжений, которые локально суммируются с внешним напряжением. Для их учета в формуле был введен коэффициент $(1+k_2 b_n/\beta^*)$ перед T_σ , который увеличивается с ростом плотности дефектов b_n . Постоянная k_2 определяет максимальный вклад внутренних напряжений от ориентированных дефектов в локальную интенсивность напряжений. В процессе деформирования в материале образуются микроповреждения, снижающие его прочность. В критерии это учитывается путем введения эффективного предела прочности $\tau_F/(1+p)$, при этом с ростом параметра поврежденности p снижается предел, который надо преодолеть напряжению для разрушения.

Для верификации модели и проверки ее предсказательной способности были проведены численные эксперименты по термоциклированию и механоциклированию

до разрушения и рассчитанные значения числа циклов до разрушения были сопоставлены с результатами реальных экспериментов. На рис. 1(а) приведены расчетная и экспериментальная [2] зависимости числа циклов до разрушения от величины действующего напряжения при термоциклировании через интервал мартенситных превращений под постоянным напряжением от 100 до 300 МПа. Также был проведен расчет усталостного разрушения никелида титана в двух различных режимах изотермического деформирования при температуре начально аустенитного состояния (450 К). На рис. 1(б) представлены расчетные зависимости числа циклов до разрушения от амплитуды деформации, варьирующейся в интервале 1.5 – 3.5 %, при двустороннем деформировании (растяжение-сжатие) в сравнении с экспериментальными результатами [3]. На рис. 1(в) представлены аналогичные расчетные зависимости для цикла растяжение-разгрузка в сравнении экспериментом [4]. Из рис. 1(а-в) видно, что результаты расчетов, полученные с помощью разработанного критерия разрушения, имеют хорошее соответствие с экспериментальными данными по усталостному разрушению сплава TiNi.

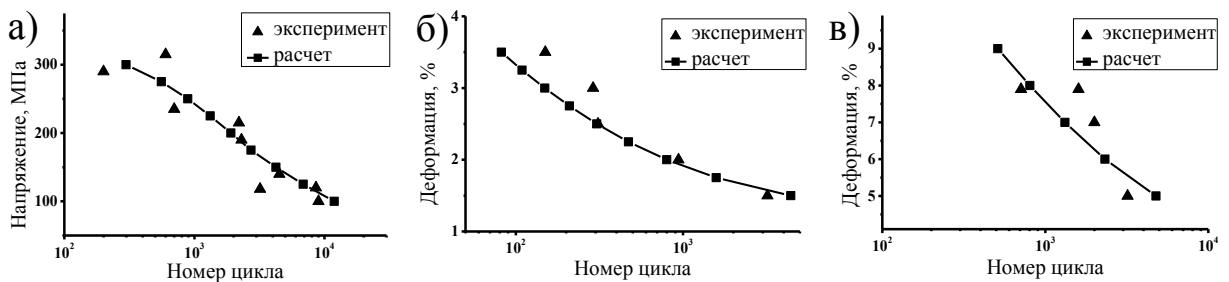


Рисунок 1 - Число циклов до разрушения расчет и эксперимент для термоциклирования (а), для двустороннего деформирования (б), для цикла деформация-разгрузка (в).

Элементы из СПФ часто используются в качестве рабочих элементов приводов и мартенситных двигателей. При этом обычно реализуется мягкий (управляемый напряжением) или жесткий (управляемый деформацией) рабочий цикл. Проведено моделирование усталостного разрушения рабочего элемента из никелида титана в условиях жесткого (управляемого деформацией) и мягкого (управляемого напряжением) циклов мартенситного двигателя. Изучено влияние параметров циклов на долговечность рабочего элемента. На рис. 2(а) представлена схема мягкого цикла в координатах температура-деформация. На рис. 2(б) представлены расчетные зависимости числа циклов до разрушения от максимального напряжения в мягком цикле для фиксированных значений напряжения при охлаждении.

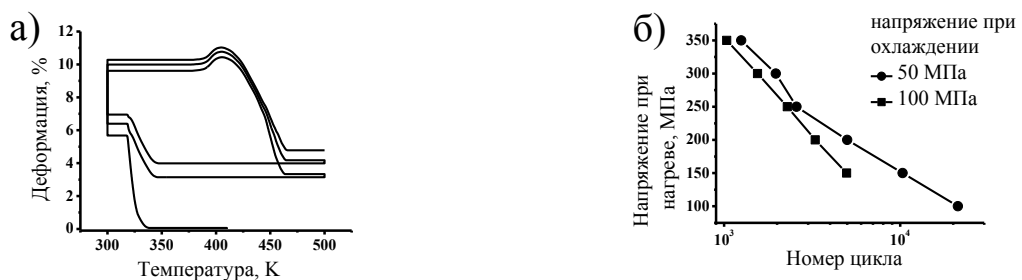


Рисунок 2 - Схема мягкого рабочего цикла (а), число циклов до разрушения в зависимости от напряжения при нагреве в мягком цикле (б).

На рис. 3(а) представлена схема жесткого цикла в координатах деформация-напряжение. На рис. 3(б) представлена расчетная зависимость числа циклов до разрушения от максимальной деформации в жестком цикле. На рис. 3(в) представлены расчетные зависимости числа циклов до разрушения от жесткости устройства для двух фиксированных амплитуд деформации.

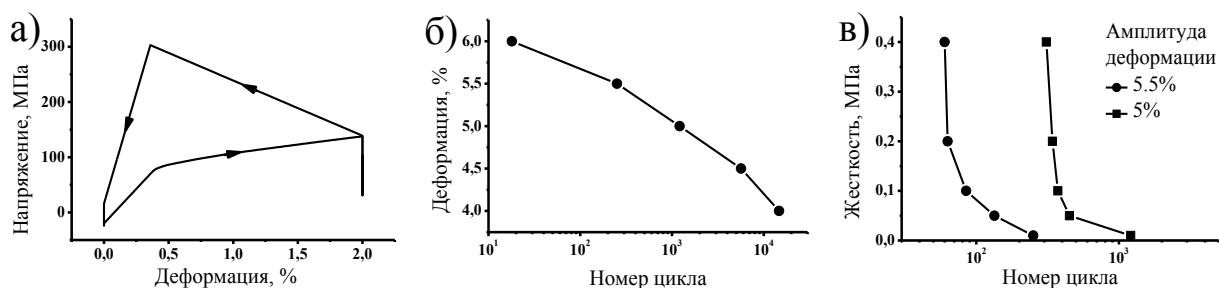


Рисунок 3- Схема жесткого рабочего цикла (а), число циклов до разрушения в зависимости от максимальной деформации (б) и от жесткости устройства (в).

Достаточно интересным для исследований является режим циклического деформирования между верхним и нижним плато псевдоупругости (см. рис 4(а)). Такой режим считается наилучшим для работы эндоваскулярных стентов. В работе [5] проведены исследования долговечности сплава при циклическом двустороннем деформировании относительно некоторого среднего значения (ϵ_m) после предварительного тренировочного деформирования (p_s). Расчетные значения числа циклов до разрушения для данных режимов в сравнении с экспериментальными данными представлены на рис. 4(б). Как видно из этого рисунка, результаты, полученные с помощью разработанного критерия, неплохо соотносятся с результатами эксперимента.

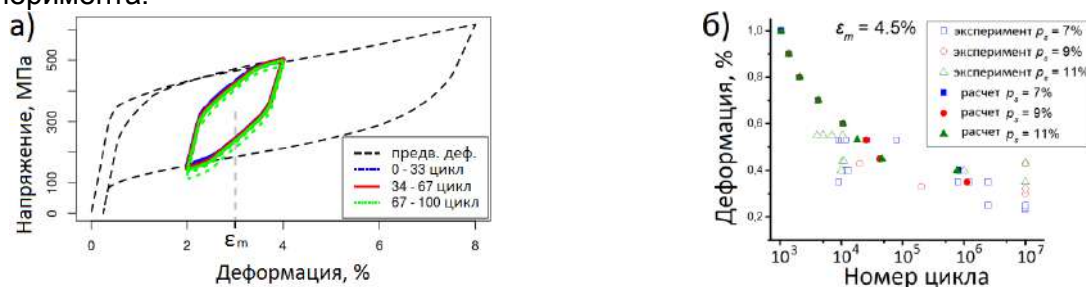


Рисунок 4 - Механоциклирование в режиме стента после предварительного деформирования (а), число циклов до разрушения в зависимости от амплитуды деформации (б).

Таким образом показано что разработанный критерий разрушения в рамках микроструктурной модели способен описывать усталостное разрушение СПФ при различных режимах термоциклирования и механоциклирования. Данный критерий может быть использован при расчетах усталостной прочности СПФ и прогнозирования срока службы элементов из этих сплавов, а также для выбора оптимальных параметров рабочего цикла и предварительной тренировки сплава, обеспечивающих требуемый срок службы рабочих элементов из СПФ в различных устройствах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 18-01-00594.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Volkov A.E., Belyaev F.S., Evard M.E., Volkova N.A. MATEC Web of Conf. 2015. V. 33. Art. 03013 (5 pages).
2. Беляев С.П., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Ковалев С.М. Физика металлов и металловедение. 1987. Т. 63. Вып. 5. С. 1017–1023.
3. Miyazaki S., Mizukoshi K., Ueki T., Sakuma T., Liu Y. Mater. Sci. Eng. 1999. V. A273–275. P. 658–663.
4. Андреев В.А., Евард М.Е., Бондарев А.Б., Хусаинов М.А. Вестник Новгородского государственного университета. 2007. № 44. С. 4–8.
5. P. Junker, S. Jaeger et al., Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2015. V. 80, P. 86–102.

ОСЦИЛЛЯЦИИ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Макаров С.В., Плотников В.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул
makarov@phys.asu.ru

Введение.

Эффект прерывистой текучести есть характерный отклик алюминиево - магниевого сплава на механическое нагружение, являющийся следствием эффекта Портевена – Ле Шателье [1], реализующийся на микроструктурном уровне в виде формирования деформационных полос, которые представляют собой области локализации пластической деформации [2]. Прерывистая текучесть на зависимости напряжение - деформация представляет собой скачки (зубцы) напряжения, причем полоса деформации, ответственная за акты прерывистой текучести, является макроскопическим объектом и развивается из критического зародыша полосы. Другим проявлением прерывистой текучести является прерывистая ползучесть (или эффект Савара-Массона [3]), проявляющаяся сплавах на кривых ползучести в виде последовательности скачков деформации величиной до $1 \mu\text{m}$ [4]. Прерывистая ползучесть при комнатной температуре развивается как спонтанное, потеря механической устойчивости путем зарождения и распространения по поверхности образца полос макролокализации деформации, сопровождающейся формированием деформационного скачка. Структурно локализация деформации – это последовательное зарождение и рост деформационных полос и деформационный скачек представляет собой пространственную и временную организацию, характеризующую пластическую неустойчивость нагруженного материала [4]. Эстафетная передача деформации от одной полосы к другой является главным структурным признаком прерывистой текучести, распространяющаяся по образцу в виде области локализации деформации [5]. Характерным является осциллирующий вид силового отклика системы машина-образец в ответ на скачкообразный прирост деформации нагруженного образца величиной 1 – 4 %. Анализ области локализации деформации свидетельствует, что она представляет собой пространственно-временную структуру. Рост одной полосы сопровождается одной силовой осцилляцией, продолжительностью 1 – 3 мс, осциллирующий силовой отклик является отображением пространственно-временной структуры деформационных полос, спонтанное зарождение которых создает макроскопический скачкообразный прирост деформации [4,5].

Целью данной работы является исследование закономерностей осциллирующего характера механического напряжения при деформировании алюминиево-магниевого сплава в условиях высоких температур.

Экспериментальные результаты.

Накопление деформации при нагреве до $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и нагрузки 100 МПа осуществляется монотонно в области I (рис. 1) и квазискачкообразно в области II (рис. 1).

Такой характер накопления деформации сопровождается монотонным нарастанием среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии и осциллирующим механическим напряжением при переходе к квазискачкообразной области II. При достижении некоторой деформации (критической температуры перехода от области I к области II) механическое напряжение начинает осциллировать, причем по мере повышения температуры амплитуда осцилляций растет, переход к осцилляции механического напряжения может свидетельствовать о существенном изменении микромеханизма накопления деформации, а увеличение амплитуды акустических импульсов по мере повышения температуры характеризует увеличение колебательной энергии акустической эмиссии в объеме деформируемого материала.

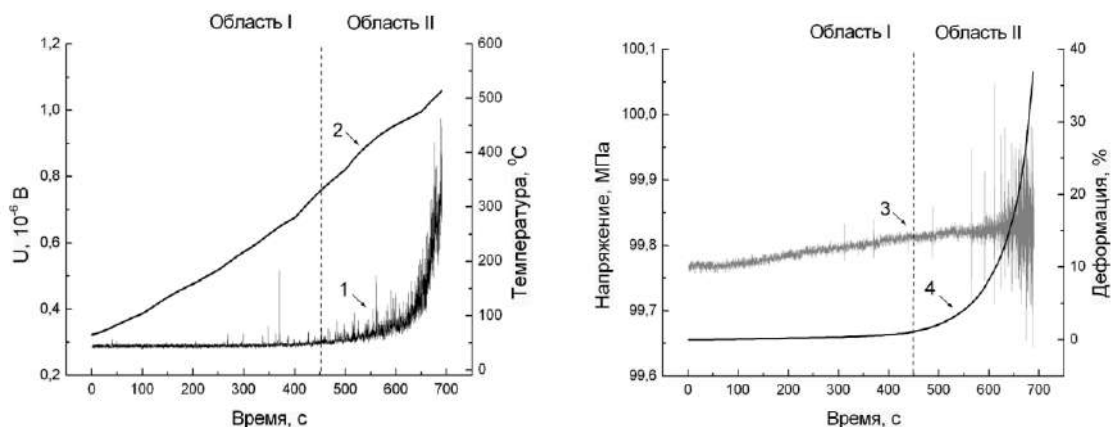


Рисунок 1 - Акустическая эмиссия (1), температура (2), накопление деформации (3), механическое напряжение (4) при нагрузке 100 МПа и нагреве образца.

Обсуждение. Как было показано ранее [6,7] двоякий характер накопления деформации обусловлен деформационным структурным переходом кристаллической среды образца, находящегося в условиях термомеханического нагружения. Деформационный структурный переход представляет собой переход от накопления деформации, контролируемой термически активируемым переползанием дислокаций [8], к накоплению деформации, контролируемым зернограничными процессами производства полных (решеточных) дислокаций на тройных зернограничных стыках [9] и происходит при достижении механическим напряжением, температурой и энергией акустической эмиссии некоторых критических значений. Макроскопическим проявлением деформационного структурного перехода является величина накапливаемой деформации и, главное, скорости накопления деформации в разных структурных состояниях, поэтому накопление деформации в высокотемпературной области было определено как квазискачкообразное. Сопоставляя накопление деформации в высокотемпературной области и осциллирующий характер напряжения, можем утверждать, что термин квазискачкообразный действительно отображает реальный скачкообразный процесс накопления деформации. Процесс деформирования структурно неоднородных материалов сопровождается скачками напряжений [10,11], обусловленные релаксацией напряжений при преодолении (прорыве) стопоров дислокационными скоплениями. Структурно релаксация напряжений проявляется в формировании деформационных полос. Каждый релаксационный акт сопровождается появлением одной деформационной полосы [11].

Осциллирующий вид силового отклика свидетельствует о макроскопической корреляции элементарных деформационных актах, однако фактором корреляции выступают не только механические напряжения, но и тепловые флуктуации и акустическая эмиссия, колебательная энергия которой накапливается в объеме деформируемого материала в виде акустических стоячих волн. Накопление деформации в области II после деформационного структурного перехода представляет собой квазипериодический процесс скачкообразной деформации, сопровождаемый снижением и восстановлением приложенного механического напряжения, управляемого одновременным действием тепловых флуктуаций, механических напряжений и акустической эмиссией, формирующей акустические стоячие волны в области локализации деформации. Периодичность процесса обусловлено протекающими с высокой скоростью при температурах выше критической процессами упрочнения-разупрочнения структуры деформируемого материала. Этот процесс упрочнения-разупрочнения принципиально различается от трактовки, связанной с прорывом дислокационными ансамблями стопоров различной природы [5], так как обеспечивается включением квазипериодического механизма генерации дислокаций.

Заключение.

Анализ осциллирующего характера силового отклика после деформационного структурного перехода, то есть при достижении температурно-силовых параметров и колебательной энергии акустической эмиссии критических значений, свидетельствует о скачкообразном процессе накопления деформации в высокотемпературной области. Периодичность (квазипериодичность) процесса накопления обусловлено быстрыми процессами упрочнения разупрочнения структуры деформируемого материала. Эффект корреляции элементарных деформационных актов (зарождение и расширение деформационных полос) связан с совместным действием тепловых флуктуаций, статических смещений поля механических напряжений и динамических смещений стоячих акустических волн в объеме деформируемого материала.

Библиографический список

1. Portevin A., Le Chatelier F. Effect of geometrical stress concentrators on the band formation and the serrated deformation in aluminum–magnesium alloys // Acad Sci Paris. 1923. Vol. 176.
2. Криштал М.М. Особенности образования полос деформации при прерывистой текучести // ФММ. 1993, т. 75, №5.
3. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Лебедин М.А. Динамика спонтанной делокализации пластической деформации при неустойчивом пластическом течении сплавов // Известия РАН. Серия физ. 2006. Т. 20. № 9.
4. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Гасанов М.Ф., Денисов А.А. Макролокализация пластической деформации при прерывистой ползучести алюминий-магниевого сплава АМг6 // ЖТФ. 2014, т. 84. №4.
5. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А., Гасанов М.Ф. Прерывистая ползучесть и пространственно-временные структуры макролокализованной пластической деформации // ФТТ. 2014, Т. 58. № 5.
6. Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.В. Деформационный структурный переход и акустическая эмиссия в алюминий-магниевого сплавах в условиях термомеханического нагружения // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. № 3.
7. Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.Ю., Колубаев Е.А. Накопление деформации и акустическая эмиссия в алюминий-магниевого образце, полученном сваркой трением с перемешиванием // Известия АлтГУ. 2016, №1. DOI 10.14258/izvasu(2016)1-05
8. Мышляев М.М. Ползучесть полигонизованных структур. – Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. // М: Наука. 1972.
9. Гудкин М.Ю., Овидько И.А., Скиба Н.В. Зернограничное скольжение и эмиссия решеточных дислокаций в нанокристаллических материалах при сверхпластической деформации // ФТТ. 2005, т. 47, № 9.
10. Криштал М.М., Мерсон Д.Л. Взаимосвязь макролокализации деформации, прерывистой текучести и особенностей акустической эмиссии при деформировании алюминий-магниевого сплава // ФММ. 1996, т. 81, № 1.
11. Криштал М.М., Мерсон Д.Л. Влияние геометрических параметров образца на механические свойства и акустическую эмиссию при прерывистой текучести в Al-Mg сплавах // ФММ. 1991, № 10.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЛГОРИТМОВ УПРАВЛЕНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ АДАПТИВНОЙ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Сараев Ю.Н., Лунев А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
E-mail: litsin@ispms.tsc.ru;

Гладковский С.В.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
E-mail: gcv@imach.uran.ru;

Голиков Н.И.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск, Республика Саха (Якутия), Россия,
E-mail: n.i.golikov@mail.ru

Актуальность.

Повышение требований к эксплуатационным характеристикам сварных конструкций в машиностроении, строительной промышленности, судостроении, трубопроводном транспорте вызвало необходимость применения высокопрочных низколегированных сталей [1]. Основным способом, применяемым при монтаже металлоконструкций, является дуговая сварка, оказывающая существенное влияние на свойства зоны сварного соединения, её структуру и механические характеристики. При этом всегда существует риск возникновения в зоне сварного соединения различных дефектов, природа появления которых разнообразна и труднопредсказуема [2].

Анализ научно-технической литературы, посвященной вопросам прочности и надежности металлоконструкций ответственного назначения [3,4 и др.], позволяет выделить несколько перспективных направлений исследований, в ходе которых изучаются различные стадии формирования неразъемных соединений, в том числе стадий возможного поглощения расплавленным металлом водорода из атмосферы дуги [5-6], стадий плавления электрода, учитывающих температуру металла, наличие слоя шлака, характер переноса электродного металла в сварочную ванну и другие технологические особенности [7].

Цель исследований: изыскание путей повышения эксплуатационных характеристик в конструкциях ответственного назначения путем установления взаимосвязи влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения, со структурой металла шва и зоны термического влияния, а также характеристиками ударной вязкости и трещиностойкости получаемых сварных соединений.

Методика экспериментального исследования: для проведения испытаний были изготовлены образцы из стали 09Г2С, полученных ручной дуговой сваркой на режимах постоянного тока (СПТ) и низкочастотной модуляции тока (СМТ). Для изучения структуры сварных швов (СШ), зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ) стали 09Г2С использовали оптическую микроскопию, совмещенную с анализатором изображений. В ходе исследований определяли средний размер зерна. Фрактографический анализ изломов различных участков проводили с применением растровой электронной микроскопии.

Результаты и их обсуждение.

Основной задачей при выполнении исследований, требующей решения при исследовании тепломассопереноса при дуговой сварке, является обоснование условий, при которых происходит формирование неразъемного соединения. Нагрев и охлаждение обрабатываемого изделия вызывают разнообразные физические и химические процессы в самом материале: плавление, перенос электродного металла, кристаллизация расплава, напряжения и деформации, возникающие в зоне

неразъемного соединения, неразрывно связаны с энергетическими параметрами процесса сварки, и, в итоге определяют эксплуатационные показатели изделия [8].

Основными показателями тепломассопереноса при дуговой сварке плавящимся электродом являются: частота перехода электродного металла в сварочную ванну в виде отдельных капель, их теплосодержание, длительность их нагрева до момента отрыва от электрода. Для случая сварки с короткими замыканиями дугового промежутка, важным показателем стабильности тепломассопереноса является коэффициент вариации длительностей коротких замыканий. Кроме того, одним из основных показателей, отражающих изменение во времени нагрев и остывание обрабатываемого металла, может быть термический цикл сварки. Как правило, весь процесс сварки может характеризоваться семейством кривых термических циклов, которые можно получить обработкой результатов тепловизионной съемки.

Ранее было установлено, что на характеристики тепломассопереноса оказывают влияние, не только энергетические характеристики процесса сварки и способ сварки (СПТ или СМТ), но и тип сварочных электродов, включая их химический состав и качество изготовления [9]. Поэтому в рамках настоящей работы изучались микроструктура зон неразъемных соединений, определялись размеры отдельных зерен, как в металле шва, так и в зоне термического влияния. Производилась оценка влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами на характеристики ударной вязкости и трещиностойкости сварных соединений, как основных показателей эксплуатационных характеристик конструкций ответственного назначения.

В ходе испытаний была установлена взаимосвязь энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения, со структурой металла шва и зоны термического влияния. Показано, что импульсный характер изменения энергетических параметров режима сварки оказывает благоприятное воздействие на теплосодержание расплава сварочной ванны и условия её кристаллизации.

Испытания металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С на статическую трещиностойкость показали, что все исследуемые соединения имеют высокие показатели во всем диапазоне температур: начиная от +20°C, и заканчивая -60°C, даже при наличии дефектов в виде усталостных трещин. В целом проведенные испытания подтвердили эффективное влияние режимов и способа сварки на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений из низкоуглеродистых сталей при пониженных климатических температурах.

Выводы.

1. Выполненные исследования подтвердили предварительную гипотезу о влиянии на структуру и свойства неразъемных соединений из низкоуглеродистых сталей энергетических параметров режимов их формирования различными способами дуговой сварки.

2. Характеристики ударной вязкости металла ЗТВ сварных соединений, полученных с применением режимов СМТ по сравнению со сварными соединениями полученными в режиме СПТ, выше для всех диапазонов температур испытаний от +20°C до - 60°C.

3. Выявлена взаимосвязь между макро- и микростроением изломов ударных образцов сварных соединений и уровнем их ударной вязкости, проявляющаяся в существенном снижении значений KCV при смене доминирующего механизма разрушения от вязкого ямочного к квазисколу и хрупкому сколу в условиях понижения температуры испытаний от комнатной до – 60 °C.

4. Испытания металла ЗТВ изученных сварных соединений стали 09Г2С на статическую трещиностойкость выявили возможность их использования при комнатной и пониженной температурах в изделиях и элементах конструкций ответственного назначения при наличии дефектов в виде усталостных трещин.

5. Установлено эффективное влияние сварки с модуляцией тока по сравнению со сваркой на постоянном токе на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений из низкоуглеродистых сталей при пониженных климатических температурах.

Работа выполнена в 2017 году за счет средств гранта РФФИ по проекту №16-19-10010.

Список литературы

1. Физико-технические проблемы современного материаловедения. В 2 томах. - Т. 1. / Ред. кол.: И.К. Походня (предс.) и др.; НАН Украины. — К.: Академперіодика, 2013. — 583 с., 4 с. ил. ISBN 978-966-360-235-6. ISBN 978-966-360-236-3 (Т. 1).
2. Сараев Ю.Н. Обоснование концепции повышения безопасности и живучести технических систем, эксплуатируемых в регионах Сибири и Крайнего Севера, на основе применения адаптивных импульсных технологий сварки // Тяжелое машиностроение. – 2010. – № 8. – с. 14 – 19.
3. Shiga C.: Problems in welded joints and systematic approach to their solution in STX21 project Science and Technology of Welding and Joining, 2000, vol. 5, no. 6, pp. 356-364.
4. Zenitani S., Hayakawa N., Yamamoto J., Hiraoka K., Morikage Y., Kubo T., Yasuda K., Amano T.: Development of new Low Transformation-Temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds, Proceedings of 2002 Symposium for Welded Structures of the Japan Welding Society, Osaka, 2002, pp. 346-353.
5. Yosuke Ogino & Yoshinori Hirata Numerical simulation of metal transfer in argon gas-shielded GMAW. Doc. IIW-2533, recommended for publication by Study Group SG-212 "The Physics of Welding". Welding in the World. Published online: 25 January 2015. DOI 10.1007/s40194-015-0221-8.
6. Th. Kannengiesser, Th. Lausch, A. Kromm. Effects of heat control on the stress build-up during high-strength steel welding under defined restraint conditions // Welding in the World, N^o 07/08. – 2011. Vol. 55/ - pp. 58-65.
7. Сараев Ю.Н. и др. Поисковые исследования повышения надежности металлоконструкций ответственного назначения, работающих в условиях экстремальных нагрузок и низких климатических температур / Глава 5 в книге: Наукоемкие технологии в проектах РФФИ. Сибирь / Под редакцией С.Г. Псахье и Ю.П. Шаркеева. – Томск: Издательство НТЛ, 2017. – 428 с. ISBN 978-5-89503-607-5. С. 134-202.
8. Сараев Ю.Н. Исследование влияния энергетических параметров режима дуговой сварки покрытыми электродами на стабильность тепломассопереноса / Сараев Ю.Н., Лунев А.Г., Киселев А.С., Гордынец А.С., Нестерук Д.А., Хайдарова А.А., Чинахов Д.А., Семенчук В. М. // Сварочное производство. – 2018. - №2. – с. 3-13.
9. Сараев Ю.Н. Исследование влияния энергетических параметров режима дуговой сварки покрытыми электродами на стабильность тепломассопереноса / Сараев Ю.Н., Лунев А.Г., Киселев А.С., Гордынец А.С., Нестерук Д.А., Хайдарова А.А., Чинахов Д.А., Семенчук В. М. // Сварочное производство. – 2018. - №2. – с. 3-13.

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ В БЕРИЛЛИИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА

¹Папиров И.И., ¹Николаенко А.А., ²Тузов Ю.В.

¹Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина, nikolaenko@kipt.kharkov.ua

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

Ячеистые структуры, образующиеся в результате пластической деформации металла, влияют на многие их свойства. Они способствуют одновременному повышению прочностных и пластических характеристик, а также снижению температуры перехода в хрупкое состояние [1]. Основные закономерности образования ячеистых структур:

- 1) ячейки образуются при пластической деформации металлов с ГЦК структурой при условии, что они имеют высокую энергию дефекта упаковки;
- 2) ячеистые структуры начинают формироваться после 10-25% деформации [2];
- 3) при увеличении температуры деформации и уменьшении ее скорости происходит постепенный переход от хаотического расположения дислокаций ($T < 0,2T_{пл}$) к образованию совершенных ячеек ($0,2 < T < 0,5T_{пл}$);
- 4) размеры ячеек определяются плотностью дислокаций;
- 5) величина исходного зерна d влияет на размер образующихся при деформации ячеек;
- 6) при отжиге деформированных металлов стенки ячеек становятся более узкими, и размеры увеличиваются;
- 7) характер субструктуры зависит от способа деформации;
- 8) образование ячеек приводит к значительному упрочнению металлов;
- 9) механизм образования ячеек при деформации проанализирован во многих работах, и во всех существующих моделях образования стенок ячеек связывается с неконсервативным движением дислокаций (переползанием). При низких температурах значительную роль может играть также и упругое взаимодействие дислокаций.

Из приведенного перечня факторов образования ячеистых структур следует заключить, что их образование способствует увеличению температуры и степени деформации, чистоты металла, энергии дефекта упаковки, а также уменьшению скорости деформации [3].

Список литературы:

1. И.И. Папиров, А.А. Николаенко, П.И. Стоев, Ю.В. Тузов, В.С. Шокуров. Пластичность и сверхпластичность бериллия. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. – 208 с.
2. Л.А. Корниенко, А.П. Николаенко, И.И. Папиров, П.И. Стоев, Ю.В. Тузов, А.М. Хомутов. Атлас структур бериллия. – Дубна: ОИЯИ, 2009. – 209 с.
3. И.И. Папиров, А.А. Николаенко, Ю.В. Тузов. Физика бериллия. – М.: НИЯУ МИФИ, 2015. – 368 с.

**ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ
СЛОЕВ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ
С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

Бледнова Ж.М., Русинов П.О.

ФГБОУ ВО «Кубанский государственный технологический университет»

Краснодар, Российская Федерация

blednova@mail.ru

Среди огромного разнообразия широко используемых сплавов особое место занимают до конца не изученные высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), обладающие рядом уникальных свойств, среди которых термически, деформационно- и магнитно-управляемый эффект памяти формы (ЭПФ) [1,2]. Анализ современного состояния разработок в области ВЭС-ов показал, что в настоящее время информация о достаточно изученных ВЭС-ах с ЭПФ ограничена и связана, в основном, с присутствием этих материалами высокотемпературным ЭПФ. Так, для сплава $Ti_{16.66}Zr_{16.67}Hf_{16.66}Co_{10}Ni_{25}Cu_{15}$ эффект полного восстановления составляет 1-2 %, что значительно ниже, чем для $TiNi$ при нормальных температурах. Установлено, что мартенситные превращения ВЭС-ов системы $TiZrHfCoNiCu$ сопровождаются ЭПФ с полным восстановлением при повышенных температурах, что дает основание рассматривать ВЭС $TiZrHfCoNiCu$ перспективными для высокотемпературных технических применений и в качестве покрытий. Несмотря на незначительную обратимую деформацию, привлекательность использования ВЭС-ов для поверхностного модифицирования объясняется их многофункциональностью, как при нормальных, так и повышенных температурах: высокой демпфирующей способностью, сверхэластичностью даже в условиях низких температур.

В настоящее время использование ВЭС-ов в качестве покрытий ограничено из-за слабой изученности. Имеются сведения об использовании в качестве покрытий высоко-энтропийных керамических материалов, полученных магнетронным напылением, лазерной и плазменной наплавкой. Наиболее перспективны комплексные высокоэнергетические методы. Использование высокоскоростных методов напыления в защищенной среде позволяет обеспечить более однородную структуру, что благоприятно сказывается на свойствах покрытий. Учитывая уникальную возможность ВЭС-ов типа $CrMnFeCoNi$ в повышении характеристик прочности при сохранении повышенной пластичности, замедленного процесса накопления повреждений и разрушения, даже в условиях криогенных температур, можно рекомендовать эти сплавы в качестве поверхностных слоев и композиций для повышения надежности и живучести изделий за счет торможения развивающихся трещин.

Для ВЭС-ов с ЭПФ слабо изученными остается влияние технологии получения сплавов, особенностей структуры, зернистости и последующей обработки как на ЭПФ, так и на весь комплекс функциональных и механических свойств. Для расширения области практического использования ВЭС-ов с ЭПФ с учетом, как многофункциональных возможностей этих материалов, так и экономической целесообразности, необходимо разработать модели механических и функциональных свойств с целью решения задач оптимизации. Нами выполнены рентгеноструктурные и электронномикроскопические исследования пяти вариантов поверхностных слоев из ВЭС-ов $CoCuTiZrHf$, $NiCoTiZrHf$, $NiCuTiZrHf$, $ZrCuNiCoTi$, $TiNiZrHfCoCu$ (табл. 1), сформированных высокоскоростным газопламенным напылением (ВГН) (рис. 1). Все покрытия содержат в различных комбинациях 5-6 металлов Ti , Ni , Zr , Hf , Co , Cu , которые исследованы нами ранее в составе трехкомпонентных и четырехкомпонентных ($TiNiCu$, $TiNiCo$, $TiNiZr$, $TiNiHf$, $TiNiHfCu$) [3]. Оценка размера зерна показала, что структура покрытий, в основном, ультрамелкозернистая 100-400 нм, в некоторых слоях наноразмерная, менее 100 нм, фазовый состав характерный для материалов с ЭПФ, содержит фазы B2, B19.

Таблица 1– Химический состав поверхностных слоев из высокоэнтропийных материалов с термоупругими фазовыми превращениями, размер зерна после ВГН (вес.%)

Материал	Co	Cu	Ti	Ni	Zr	Hf	Размер зерна,
Co-Cu-Ti-Zr-Hf	17,6	18,8	9,6		18,3	35,7	110-350
Ni-Co-Ti-Zr-Hf	17,7		9,8	17,8	18,6	36,1	80-360
Ni-Cu-Ti-Zr-Hf	17,7		9,8	17,8	18,6	36,1	110-240
Zr-Cu-Ni-Co-Ti		18,8	9,6	17,6	18,3	35,7	180-400
Ti-Ni-Zr-Hf-Co-Cu	11,7	12,6	9,7	11,9	18,3	35,8	120-230

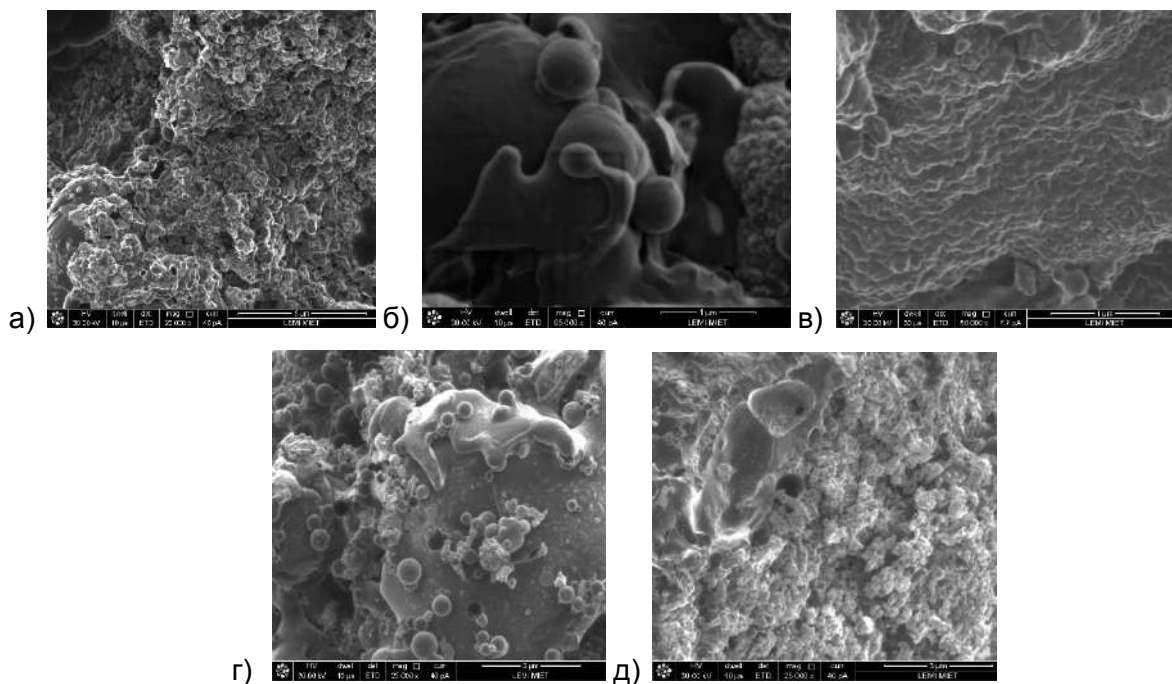


Рисунок 1 - Микроструктура покрытий из ВЭС-ов, полученных ВГН в защитной атмосфере: а) Co-Cu-Ti-Zr-Hf - $\times 80\,000$; б) Ni-Co-Ti-Zr-Hf - $\times 65\,000$; в) Ni-Cu-Ti-Zr-Hf - $\times 80\,000$; г) Zr-Cu-Ni-Co-Ti - $\times 25\,000$; д) Ti-Ni-Zr-Hf-Co-Cu - $\times 80\,000$

Прогнозирование циклической долговечности стальных образцов с поверхностным слоем из ВЭС-ов с ЭФФ осуществлялось на основе ранее предложенного энергетического критерия (1) [4].

$$W \cdot N^p = \alpha \cdot Q,$$

где W – энергия, затраченная на постепенное образование микроповерхности разрушения; N – число циклов до разрушения локального объёма; p – эмпирический коэффициент; Q – энергоёмкость сплава, определяемая по термодинамическим характеристикам, диаграмме состояния и результатам рентгенофазового анализа; α – структурный фактор сплава - коэффициент термомеханической активности, определяемый с использованием мультифрактального анализа. Результаты расчета термодинамических характеристики исследованных ВЭС-ов (энтропия, энтальпия, энергоёмкость) выполнены по результатам рентгенофазового анализа приведены в табл. 2. Величина энергоёмкости, входящая в энергетический критерий оценки долговечности [4] для всех исследованных сплавов изменяется в пределах 600-700 кДж/моль.

Таблица 2 - Термодинамические характеристики поверхностных слоев из ВЭС-ов с ЭПФ

Фазы	$\Delta S_{пл}$, Дж/моль К	C_p , Дж/кг К	$L_{пл}$, кДж/моль	Q , кДж/моль	H , кДж/кг
Co17,6Cu18,8Ti9,6Zr18,3Hf35,7	34,713	365,060	65,686	649,27	583,68
Ni17,8Co17,7Ti9,8Zr18,6Hf36,1	33,594	387,397	65,646	705,02	639,34
Ni17,6Cu18,8Ti9,6Zr18,3Hf35,7	34,591	375,59	64,331	651,24	586,92
Zr52,8Cu26Ni8,8Co8,4Ti4	34,777	362,98	62,697	610,62	547,93
Ti9,7Ni11,9Zr18,3Hf35,8Co11,7Cu1	34,538	367,05	64165,71	641,358	577,19

Выполненный анализ современного состояния разработок в области исследования сложнолегированных ВЭС-ов с ЭПФ позволил обосновать выбор химического состава композиции с интервалом фазовых превращений, обеспечивающих эффективную работу в экстремальных условиях эксплуатации (высоких и низких температур, сложных нагрузений, устойчивых к износу и коррозии). Для формирования наноразмерной структуры при ВГН оптимизирован гранулометрический состав, структура и фазовое состояние шихты и ее активационные характеристики. Для пяти исследованных материалов размер частиц порошка после диспергирования и механоактивации составил от 4,2 до 6,3 мкм. Расчет контактных температур при ВГН показал, что температуры в момент касания с подложкой достигают минимальных значений 1180 – 1608К, достаточных для формирования структуры с низкой пористостью и повышенной адгезионной прочностью.

На примере сложнолегированного высокоэнтропийного материала cBN-Co-NiAlY показаны все этапы формирования поверхностной композиции от подготовки поверхности и МА напыляемого материала, от формирования композиции ВГН до ТМО, обеспечивающей функциональные свойства материала с ЭПФ [4]. Выполненный электронномикроскопический анализ эволюции структуры и описанный на основе мультifractalных представлений позволил оптимизировать параметры обработки, обеспечивающие комплекс функциональных свойств. После отработки технологии ВГН и последующей ТО и ТМО в едином вакуумном цикле на основе комплекса выполненных металлофизических и электронномикроскопических исследований и оценки функциональных свойств материала с ЭПФ (интервала температур фазовых превращений, величины обратимой деформации) можно сделать вывод о технологической эффективности, функциональной надежности и экономической целесообразности использования разрабатываемой технологии формирования поверхностной композиции для повышения надежности и ресурса изделий в экстремальных условиях эксплуатации и области их использования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда по гранту № 15-19-00202.

Литература

1. Firstov G.S., Kosorukova T.A., Koval Y.N., Odnosum V.V. High entropy shape memory alloys. In: Mater Today: Proceedings Materials Today: Proceedings 2S (2015) S.499–504.
2. Ивченко М.В., Пушин В.Г., Wanderka N. Высокоэнтропийные эквиатомные сплавы Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni: гипотезы и экспериментальные факты. ЖТФ, 2014, том 84, вып. 2. – С. 57-70.
3. Бледнова Ж.М., Русинов П.О. Композиционное конструирование поверхностных слоев из с эффектом памяти формы: монография. – Краснодар: Изд. КубГТУ, 2017. – 280 с.
4. Бледнова Ж.М. Прогнозирование циклической долговечности бинарных сплавов и материалов с покрытиями // Заводская лаборатория. – 1988. – № 7. – С. 76-81.

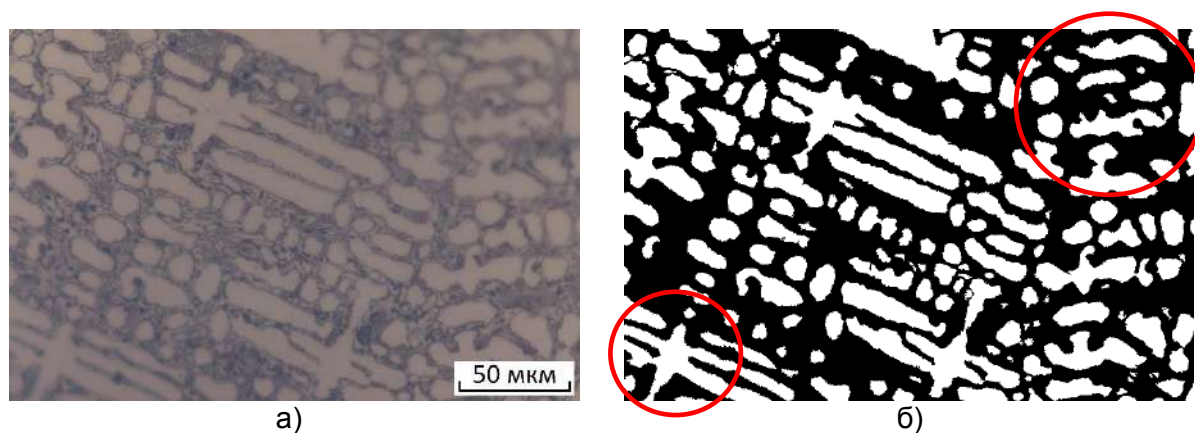
ВОСПРОИЗВОДИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИ КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ИЗМЕРЕНИЯХ СТРУКТУР РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В., Соколовская Э.А.
НИТУ «МИСус», г. Москва, Россия, perevitayr@mail.ru

Скорость развития технологий в мире непрерывно растёт, а вместе с ней изменяются методы работы во многих областях науки. Сейчас является очевидным тот факт, что классические методы металлографии являются устаревшими: они очень трудоёмки, занимают много времени, их субъективность не всегда обеспечивает воспроизводимый результат. Поэтому становится необходимым создание новых методов обработки изображений структур, которые смогут дать их сопоставимые количественные оценки.

Вопрос воспроизводимости результатов может решить компьютерный анализ изображений [1-3], при этом важно заметить, что все этапы подготовки изображений вносят вклад в конечный результат: шлифование и полировка образцов, травление шлифов, съёмка шлифов, подготовка изображений, бинаризация, фильтрация, измерение.

При ручном варианте шлифования и полировки всегда возникают неровности шлифа, вследствие чего появляются расфокусированные области на изображениях оптической микроскопии, особенно при больших увеличениях (x500 и выше). Данный вид неровности существенно сказывается на этапе бинаризации и измерения объектов: при отсутствии фокуса в области крупные объекты уменьшаются, а мелкие и вовсе исчезают (рис. 1).



а – исходное изображение; б – бинарное изображение с указанием области без фокуса
Рисунок 1 - Влияние различий в фокусе на размер объектов

Такая проблема решается с помощью автоматического шлифовально-полировального станка, который рекомендуется использовать в условиях современных технологий. Становится ясным, что ручные непрофессиональные шлифование и полировка уже не могут использоваться для получения объективных значений измеряемых параметров.

Травление шлифов является одним из самых важных этапов подготовки изображений, хотя чаще всего методикам травления не уделяется особого внимания. «Перетрав» шлифов изменяет размер контролируемых элементов структуры, поэтому время травления должно быть минимально необходимым, что требует корректировки режимов травления для каждого нового изображения структуры. Для некоторых сплавов структуру отчётливо видно без травления. Так как травление в таких случаях создаёт новую группу объектов – их границу, то это несколько уменьшает размер

измеряемых элементов структуры. Можно заметить, что в таком случае не все группы объектов могут быть видны до травления. В таком случае травление нужно использовать для выявления только определённой группы объектов. В некоторых случаях для разных групп объектов травитель может отличаться.

Перед этапом съёмки изображений микроскоп должен быть откалиброван. Для сопоставимости и воспроизводимости результатов очень важно использование микроскопов с одинаковой схемой съёмки, поскольку при съёмке сверху фоновый свет может вносить вклад в результат, в отличие от съёмки снизу.

Формат изображений не вносит значимых изменений (см. табл.), но при изменении формата на каждом этапе это может быть существенным. Поэтому рекомендуется использовать постоянно одинаковый формат изображений.

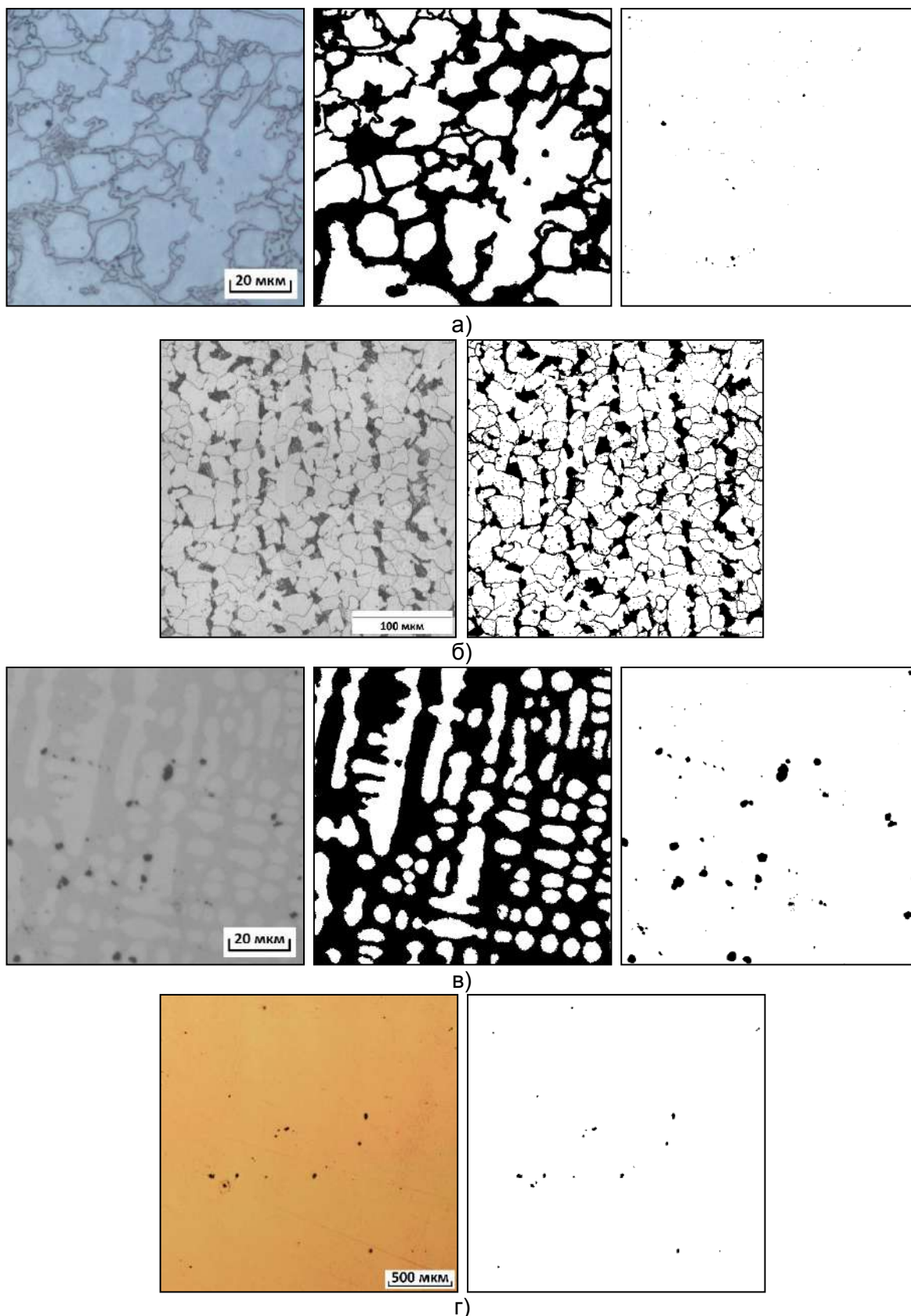
Таблица - Влияние формата изображений на результат измерения параметров некоторых элементов структуры

Объекты		Светлые дендриты		Частицы
Метод		Метод	Метод	Метод
BMP	Среднее, мкм/мкм ²	9,4	195,3	14,7
	Ошибка, мкм/мкм ²	1,2	36,6	5,1
	Кол-во, шт.	121	120	10
JPG	Среднее, мкм/мкм ²	9,5	200,3	15,0
	Ошибка, мкм/мкм ²	1,2	37,9	5,1
	Кол-во, шт.	123	120	10
Критерий Колмогорова-Смирнова		0,324	0,323	0,447

Для того, чтобы первичное изображение в 256 оттенках серого подготовить для последующей обработки были использованы мультипликационные подходы [4], которые заметно упрощают процедуры дальнейшей фильтрации и измерения. Способность отделить тёмные и светлые объекты (тринаризация, тетрааризация, пентанаризация и т.д.) от матрицы позволила дополнить интегральные оценки изображения измерением однотипных объектов, а также более чётко выделять границы объектов, чем простые глобальные методы.

С этой целью были исследованы виды получаемых С-образных кривых (после выравнивания макронеоднородности яркости в кадре) [2], гистограмм распределения значений яркости. Всё это дало физические основы предлагаемого метода мультипликации структур с несколькими разнородными структурными составляющими.

Данный метод позволяет решать несколько задач: автоматически выделять объекты определённого цвета, в том числе и фонового шума (рис. 2), выделять границы объектов (на границах всегда есть переход, поэтому есть промежуточный цвет, упрощать процедуру фильтрации белых шумов [5, 6], удалять риски, полученные в результате шлифования или полирования.



а – зёрнистая структура; б – полосчатая структура;
в – смешанная структура; г – неметаллические включения.

Рисунок 2 - Типовые изображения структур сталей и сплавов до и после мультииризации

Существенным фактором объективности обработки является используемый метод измерения (методы секущих или площадей). Метод площадей рекомендуется использовать в случае явной исходной обособленности измеряемых объектов.

Получаемые результаты измерения геометрии имеют асимметричное распределение [3], поэтому их сопоставление проводили с использованием непараметрического критерия Колмогорова – Смирнова (так же, как и сравнение изображений).

Главным результатом работы является получение автоматизированного алгоритма обработки изображений структур, в котором минимизировано участие исследователя.

Список использованной литературы:

1. Компьютерное зрение [Электронный ресурс] / Л. Шапиро, Дж. Стокман; пер. с англ. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2013. – 752 с.
2. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. – 2013, № 4. – с. 143-153.
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г. Использование компьютеризированных процедур для оценки неоднородности структур твердых сплавов// *Металлург*, 2016, №12, с.77.
4. Ping-Sung Liao and Tse-Sheng Chen and Pau-Choo Chung A Fast Algorithm for Multilevel Thresholding – 2001, *J. Inf. Sci. Eng.*, №17, pp. 713-727.
5. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Пережогин В.Ю. Неоднородность структур и разрушение твёрдых сплавов на основе железа и их измерение // *Электromеталлургия*. 2017. – №6. – с. 32.
6. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Пережогин В.Ю. Информативность морфологии структур твёрдых сплавов для прогноза качества наплавов // *Москва: Цветные металлы*, 2017 – №12 – с. 78-83.

**МЕХАНИЗМ АНОМАЛЬНОЙ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ
С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ**

Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О.Н.
ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия,
mishetyan@bk.ru

На территории России действует развитая сеть газо- и нефтепроводов, снабжающих углеводородами различные регионы страны. Для обеспечения надежности и безопасности эксплуатации такой сложной конструкции, как магистральный трубопровод, к сталям для труб предъявляется целый комплекс требований, регламентирующих уровень стандартных механических характеристик, ударной вязкости, хладостойкости, трещиностойкости, способности к деформационному упрочнению, свариваемости, коррозионной стойкости и др.. Поскольку трубопроводы прокладываются в том числе в регионах с различными природными условиями (суровые климатические температуры, подвижные грунты и т.д.), требуется применение материала для труб с определенным структурным состоянием, с помощью которого можно достичь необходимое сочетание свойств.

При производстве листового проката для труб используются высокопрочные низколегированные стали, удовлетворяющие всему комплексу предъявляемых требований. Однако в условиях длительной работы возможно проявление деградации свойств металла труб и связанное с ней снижение надежности трубопровода, что в дальнейшем может негативно сказаться на безопасности его эксплуатации вплоть до возникновения угрозы разрушения трубопровода [1].

Одним из многочисленных факторов проявления деградации металла труб является возникновение локальных микронапряжений, протекание в металле деформационного старения, следствиями которых являются эффекты упрочнения и охрупчивания.

В сталях, подвергавшихся воздействию пластической деформации и последующей выдержке в течение определенного времени или нагреву, возможно самопроизвольное протекание процесса деформационного старения, приводящего к необратимому изменению свойств [2–7].

В данной работе изучен характер изменения комплекса свойств листового проката из низкоуглеродистой низколегированной трубной стали класса прочности K65 (X80), произведенного по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, после обработки, имитирующей деформационное старение.

Исследуемая сталь принадлежит системе легирования C-Mn-Si. В качестве микролегирующих карбонитридообразующих элементов присутствуют Nb в количестве 0,061 % и Ti ≈ 0,02 %. При производстве стали использована современная технология выплавки, предусматривающая раскисление алюминием (содержание Al составляет 0,04 %). Дополнительно металл содержит Ni (0,37 %), Cu (0,22 %) и Mo (0,26 %) (таблица 1).

Таблица 1 - Химический состав исследуемой трубной стали

Класс прочности	Массовая доля элементов, %				
	C	Si	Mn	Микролегирование	Другие элементы
K65	0,06	0,22	1,75	Nb-Ti	Cu-Ni-Mo

В результате исследования механических свойств исследуемого материала в состоянии поставки и после деформационного старения отмечается резкий рост предела текучести (на 13,6 %), увеличивается значение параметра $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ (на 11,6 %), падает пластичность металла (на 24 %). Предел прочности при этом меняется незначительно (увеличивается на 1,4 %).

Уровень ударной вязкости стали после деформационного старения снижается, при этом остается достаточно высоким. Наиболее ярко выраженный эффект деформационного старения, явившийся причиной такого снижения, наблюдается в области низких температур, где разница между значениями ударной вязкости в исходном и состаренном состояниях при температуре испытаний -100°C составляет 75 %. Падение значений работы зарождения трещины в наибольшей степени наблюдается при температурах ниже -80°C , и при температуре -100°C значение этого параметра стремится к нулю.

При исследовании трещиностойкости стали по результатам статических испытаний на изгиб выявлено, что результате деформационного старения наблюдается прирост предела общей текучести, отмечено снижение прочности и пластичности как при испытаниях образцов с надрезом, так и с заранее нанесенной трещиной.

Также зафиксировано уменьшение общей работы разрушения после деформационного старения. При этом уменьшение доли работы зарождения в результате деформационного старения составляет 50 %, а работы распространения - 25 %. Величина критического раскрытия трещины (СОД) также уменьшается в ходе деформационного старения на 66 %.

Под воздействием деформационного старения происходит снижение разрушающего напряжения при одновременном увеличении предела текучести, что уменьшает способность к деформированию. Таким образом, возрастает отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ (стремится к 1), т.е. сокращается стадия деформационного упрочнения металла, что фактически приводит к снижению надежности материала.

В процессе деформационного старения происходит увеличение релаксационного эффекта, свидетельствующее о повышенном уровне локальных напряжений, возникающих при нагружении и деформации вследствие закрепления дислокаций атомами внедрения, концентрация которых возрастает в процессе предварительной деформации, о чем свидетельствует рост пика Снука при измерении внутреннего трения.

Комплексное исследование структурного состояния различными методами позволяет сформулировать особенности механизма деформационного старения, характерные для стали со структурой типа низкоуглеродистый бейнит (бейнитный феррит).

В листовом прокате в состоянии поставки методом рентгеновской дифрактометрии выявлен аустенит в количестве 6%, количество которого при увеличении степени деформации уменьшается, и при деформации 3 % происходит его полное исчезновение.

При исследовании структуры методами просвечивающей электронной микроскопии и оптической микроскопии с помощью специального травления обнаружено, что в результате деформационного старения в стали К65 островки фазы М/А (мартенсит/аустенит), отчетливо наблюдаемые в исходном состоянии, исчезают.

Как известно, вкрапления островков М/А фазы в структуре стали определенного размера и в небольших количествах (2-5 %) способствуют сохранению деформационной способности за счет разницы в прочности мелкодисперсных участков М/А фазы и основной структуры и являются фактором упрочнения матрицы.

Таким образом, опираясь на данные рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов, можно заключить, что в ходе деформации стали К65 реализуется процесс превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации (локальный TRIP-эффект). С увеличением степени деформации происходит

превращение оставшихся участков остаточного аустенита, в том числе содержащегося в островках М/А- фазы, до полного его исчезновения при степени деформации 3 %.

Дальнейший нагрев при температуре 200°С приводит к распаду мартенситной составляющей с выделением карбидов, что снижает сопротивление металла пластической деформации.

Полное исчезновение участков остаточного аустенита в структуре исследованной бейнитной стали, наблюдаемое при степени деформации 3%, приводит к снижению сопротивления пластической деформации с одновременным снижением прочности материала за счет исчезновения М/А фазы.

Изменение свойств в процессе деформационного старения бейнитной стали является следствием двух процессов, одновременно протекающих в структуре на различных масштабных уровнях и имеющих противоположное влияние на сопротивление деформации. Повышение предела текучести в результате упрочнения происходит вследствие закрепления дислокаций атомами внедрения; разупрочнение вызвано исчезновением островков М/А - фазы, упрочняющей металл в исходном состоянии, в результате TRIP - эффекта при предварительной деформации и распада мартенсита при последующем нагреве [8].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. – М., Metallurgizdat, 2003.- 520 с;
2. Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Шлямнев А.П., Эфрон Л.И. Конструкционные материалы будущего // Сталь. 2004. № 8. С. 69–78;
3. Филиппов Г.А., Ливанова О.В. Взаимодействие дефектов структуры и деградация свойств конструкционных материалов // Материаловедение. 2002. № 10. С. 17–21;
4. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // ФХММ. 1981. № 2. С. 96–101;
5. Чувильдеев В.Н. //Влияние старения на эксплуатационные свойства сталей магистральных газопроводов. // – Сборник трудов научно-практического семинара «Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов» / Под общ. ред. Будзуляка Б.В., Седых А.Д.; Науч. Ред. Чувильдеев В.Н.. - Нижний Новгород: Университетская книга, 2006. – с.18-58.;
6. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М., Metallurgiya, 1972.- 320 с;
7. Yoo J.Y., Chon S.H., Seo D.H. Microstructure and mechanical properties of X80 linepipe steel with high strain aging resistance // Pipeline technology conference, Ostend, 12-14 Oct. 2009. Paper no: Ostend2009-020.
8. Шабалов И.П., Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А. Хладостойкость и склонность к деформационному старению сталей для газопроводных труб в зависимости от структурного состояния // – Перспективные материалы и технологии / Под редакцией В.В.Клубовича. В 2 т. / Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2017. -Т.1. – с. 430.

МЕХАНИЗМ ПРОЯВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУЕЙ

Румянцев Б.В.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия.
brum@mail.ioffe.ru

Известно, что внедрение кумулятивной струи (КС) в хрупкие материалы (керамики, стекла, горные породы) осложняется взаимодействием с каверной [1, 2]. Вместе с плотностью прочность хрупких материалов (ХМ) влияет на сопротивление внедрению, диаметр каверны и окончание проникания. Однако, основным фактором, определяющим поглощение КС в ХМ, является схлопывание откольных масс каверны за область внедрения. Квазистационарное проникание КС нарушается [1]. Следствием является значительное снижение глубины пробития. Экспериментальная траектория внедрения КС в ХМ состоит из начального гидродинамического внедрения, «приостановки» и возобновления внедрения возмущенной КС. Т.о. на траектории внедрения с некоторой задержкой отражается инициирование радиальной реакции ХМ на высокоскоростное внедрение. Время задержки характеризует скорость схлопывания каверны и степень повреждения КС. В [2] определение времени задержки предлагается для характеристики противокумулятивной стойкости ХМ. В тоже время, ясно, что время задержки определяет начальную фазу процесса внедрения и не может прогнозировать конечный результат пробития. Кинетика внедрения после гидродинамического участка отражает дестабилизированное состояние КС [1].

Для выявления факторов, определяющих струегасящую способность хрупких материалов, необходим общий, достаточно простой подход для систематизирования экспериментальных результатов по различным ХМ и кумулятивным зарядам.

В работе [1] для оценки поглощения КС в ХМ была предложена зависимость, основанная на экспериментальном определении отклонения от ГДД – приближения внедрения в базовый материал (сталь).

Из сравнения расхода одинаковой КС по стали и комбинированной преграде из керамики и стали можно получить оценку эффективности действия хрупкого материала по замещению тыльного слоя стали:

$$L_{st} / (L_0 - L_f) = 1 - K_{ef} * (\rho_{bm} / \rho_{st})^{0.5} * L_{bm} / (L_0 - L_f) \quad (1)$$

где: ρ_{bm} и ρ_{st} - плотности хрупкого материала и стали, соответственно; K_{ef} - коэффициент отличия расхода струи от гидродинамического соотношения плотностей; L_0 , $L_e = L_f + L_{bm} + L_{st}$ - глубины пробития однородной стальной преграды и составной преграды со слоем хрупкого материала L_{bm} ; L_f - толщина лицевого слоя стали, в случае его применения.

В данной работе результаты по исследованию поглощения КС в ряде ХМ (Таблица) обобщены по уравнению 1 и предложена единая характеристика для оценки эффективности ХМ.

В дополнение к результатам [1], исследована струегасящая способность карбида бора в комбинации со сталью, взятой в виде базового материала, при действии кумулятивного заряда (КЗ) с медной воронкой с углом при вершине 60° , с размером по основанию воронки $d = 20$ мм и массой ВВ 40 г. Условия действия кумулятивного заряда – статическое расположение по нормали к преграде, через фокусное расстояние $F = 60$ мм. При детонации заряда формируется медная струя с градиентом скорости от 6.5 до 1.5 км/с, которая внедряется в стальную преграду средней твердости на глубину 104 мм (КЗ без линзы) и на глубину 118 мм (КЗ с линзой).

Комбинированная преграда состояла из слоев керамики и тыльного слоя стали, фиксирующего конечную глубину пробития.

Таблица - Свойства исследованных промышленных ХМ

Наименование, размер пластин материала в mm	Плотность $\text{kg/m}^3 \cdot 10^{-3}$	Скорость упругих		Предел прочности GPa		K_{ef} замещения стали
		Cl	Ct	к изгибу	на	
Карбид бора (Вириал) 90x90x7.5, 100x100x18	2.52	14	8.8	0.42 – 0.44	2.0	3.6
Карбид кремния (Вириал) 100x100x15	3.05	11.5	7.0	0.28	-	3.1
Карбид кремния KM-2 80x80x20	2.98	11.1	6.8	0.15	1.2	2.4
Корунд АЛ1 100x100x12	3.88	10.3	5.6	0.19	2.4	2.7
Ситалл СТЛ-10 80x80x30	2.45	6.3	3.7	0.3	1.3	3.4
Стекло PG 80x80x10	2.5	5.9	3.6	0.15	0.75	2.4

На вставке рис. 1 приведены глубины пробития комбинированной преграды хрупкий материал - сталь при различной толщине слоя карбида бора или стекла. Видно, что применение хрупких материалов позволяет поглотить КС при меньшей толщине комбинированной преграды, чем сплошная сталь, а карбид бора, естественно, лучше стекла. Причем наибольшее снижение толщины комбинированной преграды наблюдается при определенном слое хрупкого материала. Аналогичный качественный результат воспроизводится и для других ХМ [1].

Из уравнения следует, что толщина остаточного слоя стали линейно зависит от толщины слоя хрупкого материала (рис. 1). Видно, что до определенной толщины хрупкого материала экспериментальные результаты можно описать уравнением с коэффициентом эффективности $K_{ef} > 1$ (см. таблицу).

По результатам определения K_{ef} струегашения различных хрупких материалов построена зависимость от предела прочности на изгиб σ_{sbs} (statistical bending strength), (рис. 2), которая наиболее адекватно описывает экспериментальные результаты. Предел прочности на изгиб является основной характеристикой ХМ наряду с прочностью на сжатие и твердостью. Схема нагружения при определении прочности к изгибу в какой-то степени аналогична условиям деформирования материала в зоне внедрения, что предопределило выбор характеристики для сравнения.

Высокие прочностные характеристики карбида бора проявляются в наибольшем коэффициенте струегашения по сравнению со стеклом, карбидом кремния и корундом. Высокие показатели ситалла, также отмеченные в [1,2], требуют дополнительного анализа.

Эффективное струегашение нарушается при больших толщинах хрупкого материала, вследствие влияния боковой волны разгрузки. При увеличении толщины хрупкого материала, замещение начинает идти в соответствии с гидродинамическим соотношением плотностей (пунктирные линии параллельны штрихпунктирной линии, построенной при $K_{ef} = 1$) и общий габарит преграды начинает увеличиваться. Это связано с тем, что с определенного момента боковая волна разгрузки

распространяется по хрупкому материалу перед зоной внедрения. После опережения области внедрения кумулятивной струи волной разгрузки от боковой свободной поверхности ХМ начинается процесс разрушения материала, нагруженного в волне сжатия, распространяющейся с начала внедрения. Материал теряет прочность, последующее внедрение дестабилизированной КС соответствует гидродинамическому поглощению. При достаточных поперечных размерах **B** изделий из ХМ реализуется полное струегашение в минимальной толщине и массе преграды (вставка на рис. 2). Высокопрочные керамики с высокой скоростью звука обеспечивают полное струегашение при **B/Lo** ~ 2, литые ХМ - стекло и ситалл при **B/Lo** ~ 1.

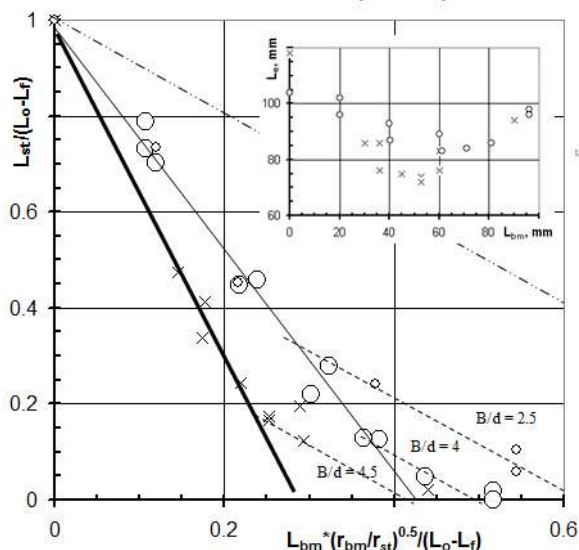


Рисунок 1 - Остаточное пробитие стального тыла в зависимости от толщины слоя хрупкого материала с поперечным размером **B** в приведенных координатах : (o) – для стекла (размер точки отражает размер B); (x) – для карбида бора. Сплошные линии – участки эффективного поглощения КС (тонкая в стекле, толстая – в карбиде бора). Пунктирные линии – поглощение в области разгрузки, штрихпунктирная линия – гидродинамический эквивалент замещения стали хрупким материалом. Вставка - изменение глубины пробития комбинированной преграды в зависимости от толщины хрупкого материала.

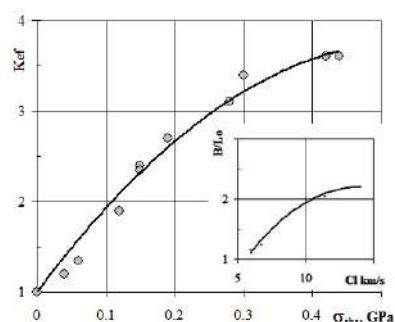


Рисунок 2- Зависимость коэффициента эффективности струегашения хрупких материалов от предела прочности на изгиб (по данным таблицы). На вставке приведена зависимость поперечного размера пластины хрупкого материала, обеспечивающего полное струегашение, от скорости звука ХМ.

Т.о. появилась возможность оценки максимальных возможностей защиты из высокопрочных хрупких материалов при действии геометрически подобных кумулятивных зарядов с уровнем пробития по стали **Lo**. Вместо стали, в качестве базового материала защиты может быть взят, например, стеклотекстолит с соответствующим уровнем пробития.

Литература

1. Б.В. Румянцев. ФТТ, 2011, Т. 53, В. 10. С. 2018-2022.
2. Частные вопросы конечной баллистики / В.А. Григорян, А.Н. Белобородько, Н.С. Дорохов и др.; Под ред. В.А. В.А. Григоряна. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. С. 592.

ЭФФЕКТ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 03Н18К3М3Т ПРИ ЗАМЕДЛЕННОМ РАЗРУШЕНИИ

Березовская В.В.¹, Маслова О.В.¹, Овчинников В.В.²

¹ Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия
olenka1709@gmail.com

² Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Мартенситностареющие стали (МСС), обладая комплексом высоких физико-механических свойств, после низкотемпературного старения подвержены замедленному разрушению, усиливающемуся в присутствии влаги, водных растворов кислот и солей, водорода. В Ni-Ti-МСС, подверженной ЗР с высокой скоростью роста трещины после тепловой выдержки при 400°C, выявлено наличие упорядоченной фазы Fe₃(Ni,Ti), в результате образования которой наблюдается повышение твердости, скорости коррозии и ЗР, а также снижение упругих характеристик ($\sigma_{0,001}$; $\sigma_{0,002}$; $\sigma_{0,005}$; E). В Ni-Cr-Cu-Ti-МСС наблюдаются аналогичные изменения свойств и механизм ранних стадий распада с предшествующим ему процессом выделения меди (ϵ -фазы) на дефектах кристаллического строения мартенсита. В Ni-Cr-Ti-МСС процесс старения мартенсита на ранних стадиях сопровождается распадом остаточного аустенита с последующим $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением при охлаждении и при ЗР и резким повышением скорости роста трещины [1]. Этот режим старения опасен и требует особого внимания при производстве крупногабаритных изделий, подвергающихся самоотпуску после закалки, а также в сварных конструкциях.

Из существующих в настоящее время методов физического воздействия на поверхность металлов наиболее перспективным можно считать облучение поверхности деталей ионами различных элементов. При этом удается достичь высокой прочности поверхностного или подповерхностного слоя, понизить химическую активность поверхности, изменить количество и морфологию дефектов кристаллической структуры и т.д. [2]. Использование ионного облучения для разработки методов повышения эксплуатационной надежности высоконагруженных изделий современной техники, работающих в условиях сложного нагружения, в которых проявляются эффекты замедленного разрушения и коррозионного растрескивания под напряжением, представляет не только научный, но и практический интерес. Изучение возможного влияния ионного облучения на свойства мартенситностареющих сталей было проведено в работах [3].

Цель данной работы состояла в изучении влияния имплантации ионов Ag⁺ в поверхность МСС 03М18К3М3Т на сопротивление замедленному разрушению. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Таблица 1 - Химический состав стали

Содержание легирующих элементов, масс. %									
C	Si	Mn	S	P	Ni	Co	Mo	Ti	Al
0,015	0,04	0,03	0,006	0,007	18,13	3,05	3,41	1,10	0,11

Для исследования выбраны структурные состояния стали после следующих режимов термообработки:

- (1) закалка от 820 °С в воде с последующим старением при 400 °С в течение 3 часов;
- (2) закалка от 820 °С, облучение ионами Ag⁺ и старение при 400 °С (3 ч);
- (3) закалка от 820 °С, старение при 400 °С (3 ч) и облучение ионами Ag⁺.

Имплантация ионов проводилась по методике, разработанной в Институте электрофизики УрО РАН на установке для ионно-лучевой имплантации ПУЛЬСАР, оснащенной ионным источником на основе тлеющего разряда с холодным полым катодом. Предварительные испытания позволили выбрать оптимальный режим облучения, включающий энергию ионов $E = 40$ кэВ, плотность ионного тока $j = 200$ мкА/см² и дозу облучения $D = 1 \cdot 10^{17}$ см-2, как наиболее эффективный с точки зрения упрочнения поверхности. Твердость контролировали на приборе ПМТ-3. Испытания ЗР стали 03М18К3М3Т проводили методом Брауна в дистиллированной воде комнатной температуры по схеме чистого изгиба под действием статической нагрузки.

После испытаний микроструктуру стали исследовали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS с использованием видеокамеры GX51 SIMAGIS 2M при поддержке программы Siams Photolab. Анализ характера разрушения стали проводили на растровом электронном микроскопе TESCAN с использованием вакуумной камеры VEGA II XMU, позволяющей создавать разряжение до 10^{-3} Па. За базу испытаний было выбрано время 100 часов [4].

Результаты испытаний механических свойств и параметров замедленного разрушения МСС 03М18К3М3Т приведены в табл. 2. Наиболее эффективно упрочняется поверхность стали при третьем режиме обработки, где последней стадией является облучение. Такая схема обработки позволила повысить сопротивление ЗР по параметру относительного снижения прочности более чем на 20% по сравнению с обработкой без облучения поверхности. Из таблицы видно, что эффекта облучения при испытаниях ударной вязкости не наблюдалось, что связано с кратковременностью воздействия нагрузки в отличие от испытаний ЗР.

Таблица 2 - Механические свойства и параметры ЗР стали

Режим обр-ки	Режим обработки	H _μ 100, кг/мм ²	σ _к	σ _п	Δσ/σ _к , %	KCV, МДж/м ²
			МПа			
1	820 + 400 °С, 3 ч	220	1320	120	91	0,56
2	820 + Ar ⁺ + 400 °С, 3 ч	250	1570	350	78	0,56
3	820 + 400 °С, 3 ч + Ar ⁺	270	1900	570	70	0,58

В поперечном шлифе образца после режима обработки 2 в зоне стабильного роста трещины (СРТ) наблюдается ветвление вторичной трещины и межзеренный характер разрушения (Рис. 1а). На рис. 1б показана микроструктура после режима обработки 3: ветвление вторичной трещины выражено значительно слабее (Рис. 2б).

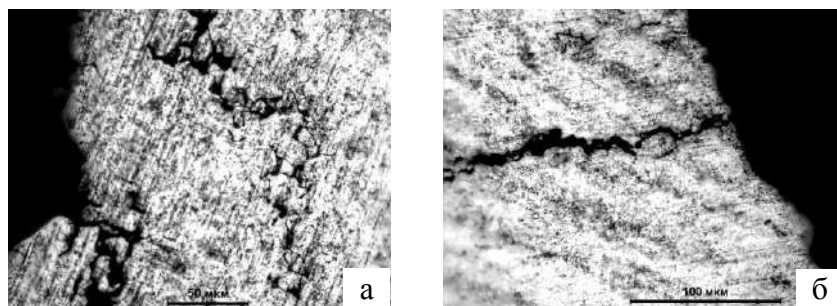


Рисунок 1 - Микроструктура стали 03Н18К3М3Т в зоне ЗР: а – режим обработки 2, ветвление вторичной трещины; б – режим обработки 3, вторичная трещина без заметного ветвления

Фрактографические исследования трех образцов, обработанных по разным режимам, показали, что, как и без облучения, замедленное разрушение стали после

обработки по режиму 2 носит межзеренный характер (рис. 3а, б). После обработки по режиму 3 разрушение носило характер квазискола, преимущественно по поверхностям раздела мартенситных кристаллов (рис. 3в), что свидетельствует о его более высокой энергоемкости разрушения по сравнению с двумя другими образцами.

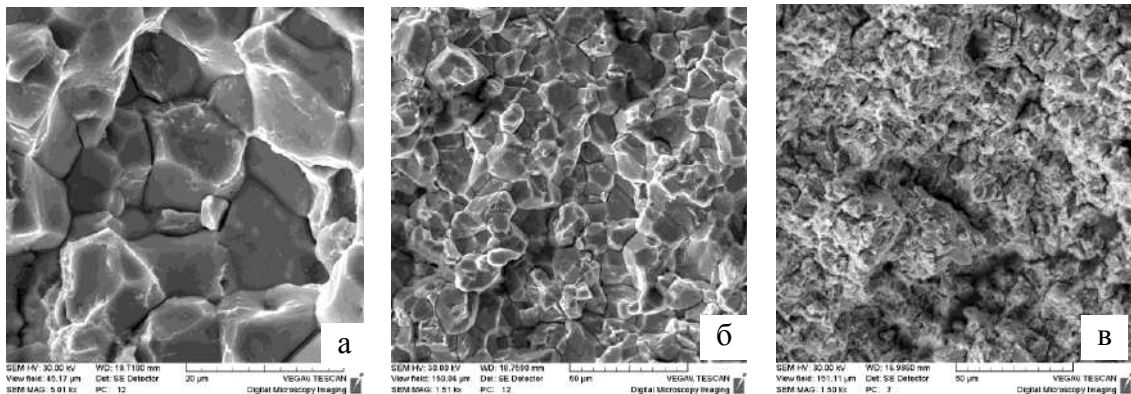


Рисунок 2 - Фрактограммы ЗР стали 03Н18К3М3Т после: а – обработки по режиму 1; б – по режиму 2; в – по режиму 3

Выводы

1. Использование режима облучения ионами аргона, включающего энергию ионов $E=40$ кэВ, плотность ионного тока $j=200$ мкА/см² и дозу облучения $D = 1 \cdot 10^{17}$ см⁻² эффективно для упрочнения поверхности мартенситностаореющей стали 03Н18К3М3Т до $H_{\mu 100}=270$ кг/мм² по сравнению с 220 кг/мм² без облучения.
2. Облучение стали по указанному режиму приводит к ЗР стали без ветвления вторичной трещины, как признака релаксации напряжений при ее распространении.
3. Для повышения сопротивления стали замедленному разрушению на 20% с переходом на более энергоемкое разрушение квазисколом вместо межзеренного эффективным является режим обработки стали: 820 °С + 400 °С, 3 ч + облучение Ar⁺.

Список литературы

1. Березовская В.В. Структура и замедленное разрушение мартенситно-стаореющих сталей. Механизм старения и разрушения. Способы предотвращения. – Deutschland, Saarbrücken: Palmarium Academic Publishing, 2013. 222 с.
2. Овчинников В. В., Гущина Н. В., Чемеринская Л. С., Белых Т. А. модификация алюминиевых сплавов системы Al-Li ионами Ar⁺ средних энергий. В кн.: Труды V Междунар. науч. конф. «Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах». Томск, август 2006. Томск: ТГУ. С. 257-260.
3. Овчинников В.В., Березовская В.В., Гущина Н.В., Белых Т.А., Токмаков А.О. Эффекты модифицирования поверхности мартенситностаореющей стали ионами Ar⁺ при замедленном разрушении. В кн. «Прочность неоднородных структур». Сб. тезисов докладов IV Евразийской научно-практической конф. ПРОСТ 2008. 8-10 апреля 2008 г. Москва. Москва, МИСиС, 2008. С.97.
4. Березовская В.В., Звигинцев Н.В., Круглов А.А. Замедленное разрушение Fe-Ni-Mo-Ti-мартенситностаореющих сталей в коррозионной среде. //ФММ, 1992, №5, с.88-94.

**ПРОЧНОСТЬ, ВЯЗКОСТЬ И СВАРИВАЕМОСТЬ
СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ**

Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Чевская О.Н.
ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru

Развитие современных низколегированных сталей для труб и сварных конструкций направлено на повышение прочности, вязкости и хладостойкости. Это достигается измельчением структуры, дисперсионным упрочнением и повышением степени чистоты стали по вредным примесям и неметаллическим включениям.

В частности, повышение прочности современных трубных сталей обеспечивается специальной технологией контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением с получением структуры игольчатого (бейнитного) феррита или смеси феррита с низкоуглеродистым бейнитом.

Одним из перспективных направлений повышения прочности сталей для сварных конструкций является создание сверхнизкоуглеродистых мартенситных сталей (СНМС). Такие стали закаляются при охлаждении на воздухе, что не требует ускоренного охлаждения после прокатки, и обладают высоким запасом прочности и вязкости. Однако для применения СНМС для изготовления сварных конструкций необходима оценка их свариваемости.

В настоящей работе исследовали свариваемость СНМ стали типа 05X2Г2Ф на двух плавках №1 и №3 с различным содержанием углерода (0,055 и 0,042% соответственно) после контролируемой прокатки (КП) и отпуска при 650°C с механическими свойствами, представленными в таблице 1.

Таблица 1 - Механические свойства СНМС

№ плавки	Вид обработки	σ_b	$\sigma_{пц}$	$\sigma_{0.2}$	δ	ψ	$\sigma_{0.2} / \sigma_b$
		Н/мм ²			%		
1	КП+отп. 650°C	893	834	845	11,6	41	0,95
3	КП+отп. 650°C	941	832	866	15	61	0,92

Ударная вязкость KCV исследованных плавков при минус 20°C составляла 71,0 Дж/см² (пл.№1) и 102,0 Дж/см² (пл.№3).

Изучение свариваемости проводили на основе моделирования термических циклов, а вместе с ними и физических процессов, протекающих при сварке в околошовной зоне (ОШЗ). Свариваемость оценивали на основании установления характера влияния скорости охлаждения (тепловложения при сварке) на структуру и свойства металла ОШЗ.

Для определения свариваемости был проведен комплексный анализ кинетики фазовых превращений аустенита в условиях различных термических циклов сварки, связанных с ними изменений микроструктуры и механических свойств металла околошовной зоны и склонности стали к образованию холодных трещин.

Анализ кинетики фазовых превращений металла околошовной зоны СНМС плавки №1 и №3 показал, что основным видом превращения является мартенситное. Мартенсит присутствует в структуре металла околошовной зоны обеих плавки во всем исследованном диапазоне скоростей охлаждения от 0,5 °C/с и выше, что свидетельствует о высокой структурной стабильности стали (рис. 1).

Для плавки №1 температура начала мартенситного превращения 465 °C, температура конца превращения 340 – 360 °C, а для плавки №3 температура начала мартенситного превращения составляет 480 °C и температура конца превращения 320

– 390 °С. Повышение температуры начала превращения в сравнении с плавкой №1 является следствием снижения содержания углерода.

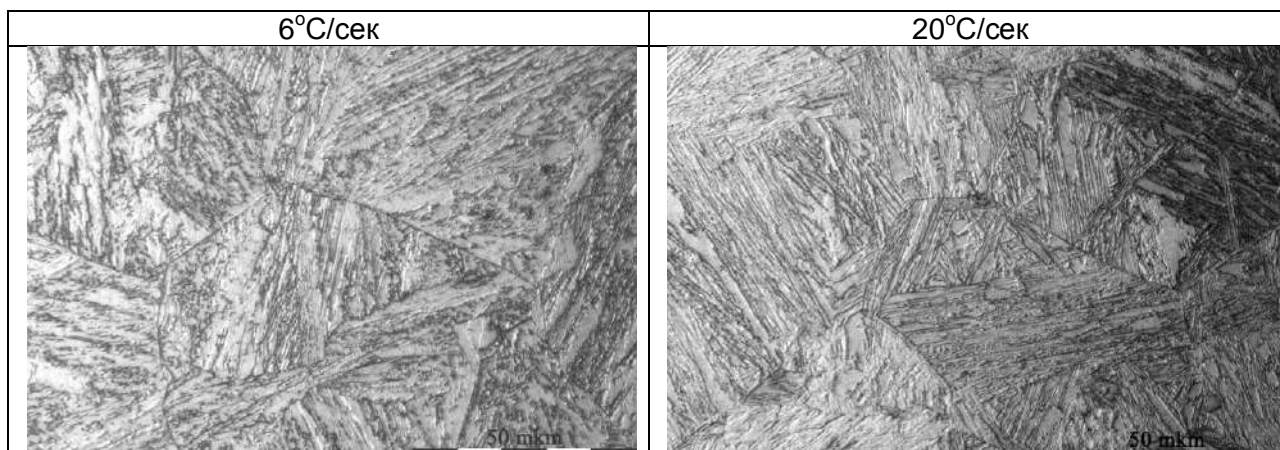


Рисунок 1 - Микроструктура околошовной зоны металла нагретого до температуры 1300 °С СЧМС плавки №1, охлажденной с разными скоростями, х500

Изучение распределения твердости в околошовной зоне в зависимости от скорости охлаждения (рис. 2) и структуры, показало, что твердость обеих плавок изменяется незначительно от 315 до 373 НВ и от 281 до 354, соответственно, во всем исследованном интервале скоростей охлаждения (от 0,5 до 300 °С/с).

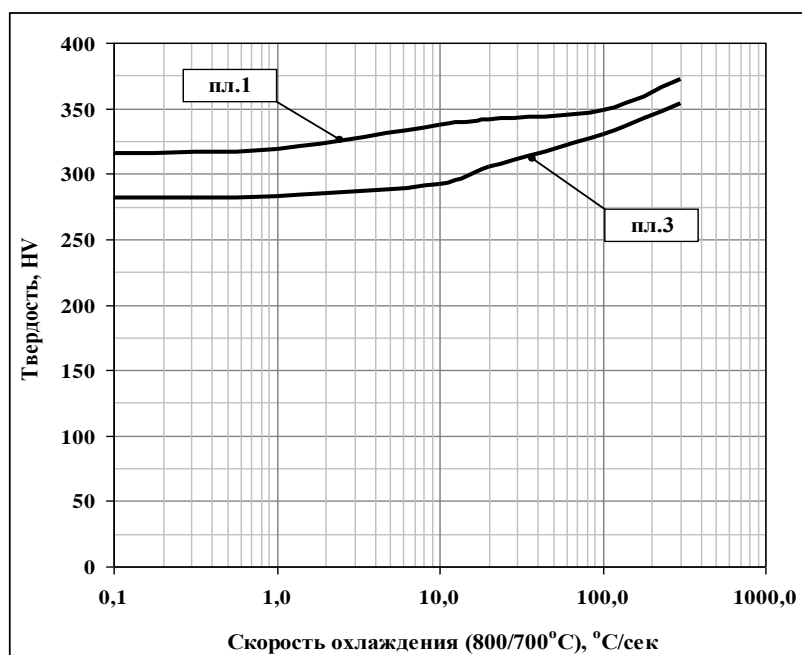


Рисунок 2- Влияние скорости охлаждения на твердость металла околошовной зоны нагретого до температуры 1300 °С СЧМС плавки №1 и №3.

Изучение влияния скорости охлаждения после сварки на изменение ударной вязкости металла ОШЗ лабораторной плавки №1 (рис. 3) проводили на образцах с имитированной структурой с острым надрезом при температуре испытания -20 °С, в соответствии с требованиями к основному металлу. Максимальный уровень ударной вязкости 35 Дж/см² соответствует скорости охлаждения 10-20 °С/с.

Исследование ударной вязкости металла ОШЗ лабораторной плавки №3 (рис. 3) проводили при температурах испытания (+20, 0, -20 °С). Максимальный уровень ударной вязкости при -20 °С составил - 45 Дж/см², характер изменения ударной

вязкости в зависимости от скорости охлаждения аналогичен плавке №1. Повышение температуры испытания приводит к увеличению показателя ударной вязкости при скорости охлаждения менее 6 °C/с.

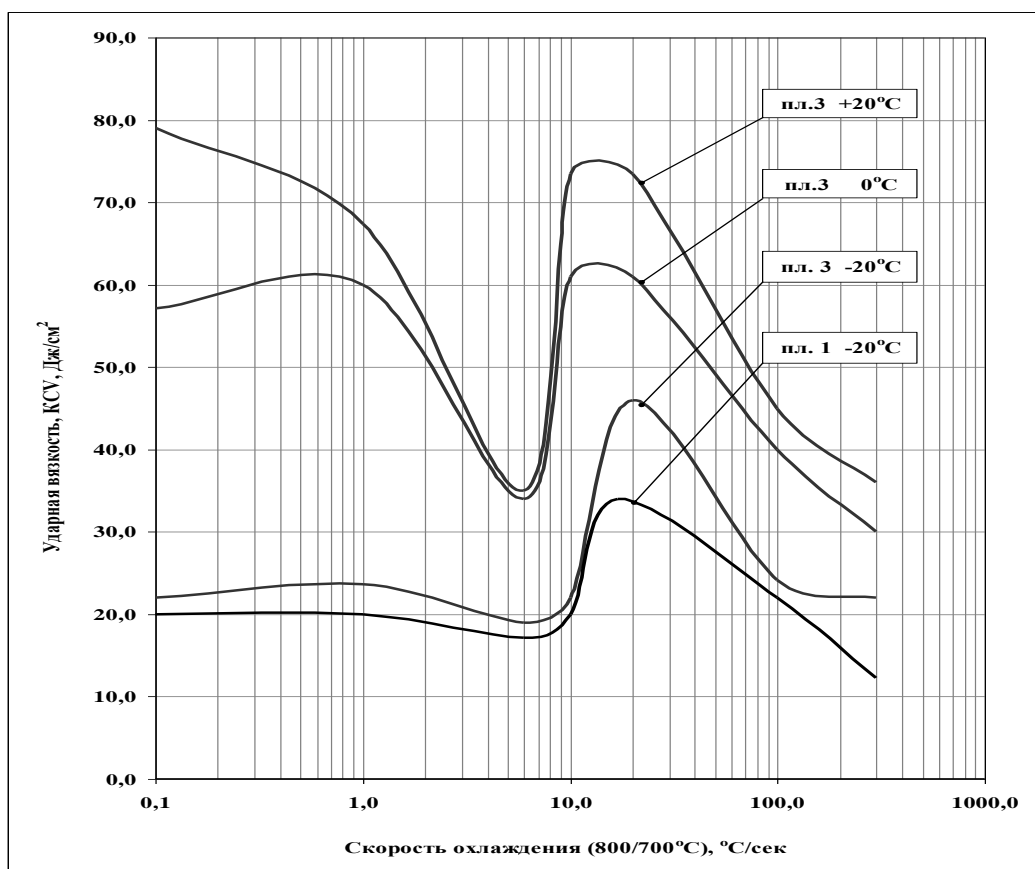


Рисунок 3 - Изменение ударной вязкости металла околосварной зоны СНМС №1 и №3 в зависимости от скорости охлаждения при различных температурах испытания

Таким образом, результаты исследования показывают, что обе плавки обладают высокой структурной стабильностью: изменения твердости металла ОШЗ в широком диапазоне скоростей охлаждения незначительные. Принимая во внимание, что критерием образования холодных трещин является твердость, превышающая 350 HV, исследуемая сталь плавки №3, не склонна к образованию холодных трещин в интервале скоростей охлаждения 0,1-300 °C/с. В сварных соединениях стали плавки №1 гарантируется отсутствие холодных трещин при скорости охлаждения менее 100 °C/с.

Интервал скоростей охлаждения соответствующий максимальному уровню ударной вязкости одинаковый для обеих плавки и соответствует способам сварки обеспечивающим скорость охлаждения в интервале 700-800 °C 10-30 °C/с (ручная дуговая, автоматическая под флюсом на малых погонных энергиях, в среде защитных газов с повышенной погонной энергией).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ФРАКТОГРАФИИ

В.А. Данилов¹, Е.Д. Мерсон¹, Д. Л. Мерсон¹, А. Ю. Виноградов²

1 - НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, Россия

2 - Норвежский технологический университет, г. Тронхейм, Норвегия
MersonED@gmail.com

1. Введение

Поверхность разрушения несет важную информацию о свойствах материала и, фактически, представляет собой карту наиболее слабых элементов его микроструктуры, которую в дальнейшем можно использовать при разработке способов повышения его прочности. Объективный анализ строения изломов и интерпретация полученных данных зачастую представляется весьма сложной задачей, в том числе, из-за ограничений, присущих, применяемым во фрактографии, методам. В частности, сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) является наиболее распространенным методом для исследования поверхностей разрушения. Изображения, полученные при помощи СЭМ, а также большинства других видов микроскопии, представляют собой проекцию поверхности на плоскость. Анализ таких снимков, в большинстве случаев, носит лишь качественный, описательный характер, поэтому качество результатов фрактографического исследования такого рода сильно зависит от навыков и опыта исследователя. В то же время, поверхность разрушения является 3-х мерным объектом и для корректного и полного количественного ее описания необходима точная информация о 3-х пространственных координатах каждой ее точки. Одним из наиболее перспективных инструментов, позволяющих получить такие сведения, является конфокальная лазерная сканирующая микроскопия (КЛСМ). В настоящей работе рассмотрены возможности данного метода для решения некоторых задач фрактографии, включая оценку вязкости излома и определения углов разориентировки между фасетками.

2. Методика исследования

Для испытаний на одноосное растяжение использовали плоские гладкие образцы низкоуглеродистой стали марки S235JR с размером рабочей части 15x4x2,5 мм, подвергнутые вакуумному отжигу при температурах 850 и 950 °С в течение 30 минут. Механические испытания образцов проводили при помощи универсальной испытательной машины N50KT (ф. Tinius Olsen) на воздухе при комнатной температуре и в жидком азоте с постоянной скоростью движения траверсы 5 мм/мин.

Фрактографическое и металлографическое исследование проводили при помощи СЭМ SIGMA (ф. Zeiss) и КЛСМ Lext OLS4000 (ф. Olympus). Также производили исследование микроструктуры методом анализа картин дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD) при помощи аппаратуры ф. EDAX/TSL, установленной в СЭМ.

Для количественного анализа изломов использовали массивы высот и интенсивностей размером 1024x1024 точки, полученные с помощью КЛСМ с участка поверхности разрушения площадью 128x128 мкм. Для каждого типа образцов было получено не менее 4-х таких массивов с разных участков одинаковой площади. При помощи стандартного программного обеспечения микроскопа были рассчитаны параметры поверхностной шероховатости: S_a – среднеарифметическое значение высоты поверхности и S_q – среднеквадратичное отклонение высоты поверхности, а

также значения характеристической площади поверхности R_s , рассчитываемой как истинная площадь поверхности приведенная к площади снимка.

При помощи специального ПО, разработанного совместно с коллективом НИТУ МИСиС, определяли углы разориентировки фасеток по следующей процедуре: 1) границы фасеток вручную определяли на 2D изображении, 2) программа находила точки выделенного участка в соответствующем массиве высот, 3) найденный участок поверхности аппроксимировался плоскостью, зная коэффициенты уравнения которой можно было найти любые интересующие углы.

3. Результаты

Результаты исследования показали, что при съемке одного и того же участка хрупкого излома фрактографические 2D снимки, полученные при помощи КЛСМ (рис. 1а), по качеству практически не уступают изображениям, полученным с помощью СЭМ. На полученных изображениях четко разрешаются границы фасеток и элементы их строения, например линии речного узора. В то же время качество 2D снимков вязких изломов в случае КЛСМ (рис. 1б) хуже, поскольку границы ямок плохо различимы. Однако при анализе профилей поверхности, как в случае хрупких (рис. 1в), так и в случае вязких изломов (рис. 1г), все характерные элементы, такие как ямки, фасетки линии речного узора хорошо идентифицируются.

В таблице 1 представлены результаты количественного анализа изломов, согласно которым величина параметров шероховатости S_a и S_q , а также характеристической площади поверхности R_s для хрупких изломов меньше, чем для вязких. Причем значения шероховатости также зависят от исходного размера зерна стали, тогда как параметр R_s не чувствителен к размеру зерна при одинаковом типе излома. Для хрупких изломов значения R_s в среднем в два раза меньше, чем для вязких.

Таблица 1 – Механические свойства и количественные характеристики изломов и микроструктуры образцов, отожженных и испытанных при температурах $T_{отж}$ и T .

$T_{отж},$ °C	$d_g,$ мкм	$\alpha_g,$ °	$T,$ °C	$\delta,$ %	$\sigma_b,$ МПа	R_s	$S_a,$ мкм	$S_q,$ мкм	$d_f,$ мкм	$\alpha_f,$ °
850	14±7	40±13	25	44	367	4.2±0.4	11.2±1.1	14.4±1.3	--	--
			-196	10	800	2.1±0.1	5.7±0.7	7.1±0.9	14±5	38±20
950	29±22	39±14	25	45	360	4.7±0.7	13.8±3.5	17.9±4.6	--	--
			-196	7	802	2.2±0.1	9.7±0.9	12.1±1.5	29±15	40±22

Средний размер фасеток скола d_f , определенный по фрактографическим КЛСМ снимкам, хорошо совпадает со средним размером зерна стали d_g , определенным в автоматическом режиме по EBSD картам микроструктуры. Распределения зерен и фасеток по диаметрам, также совпадают и имеют логнормальный вид.

Углы разориентировки между смежными фасетками на поверхности излома α_f и между смежными зернами в микроструктуре α_g также показали близкие средние значения. Однако распределения углов разориентировки имеют совершенно разный вид. Очевидно, это объясняется тем, что углы разориентировки фасеток могут варьироваться в широких пределах от 0 до 90°, поскольку в ОЦК железе фасетки скола, преимущественно образуются вдоль кристаллографических плоскостей {001} [1], в то время как угол разориентировки зерен ограничен значением 62,8° [2].

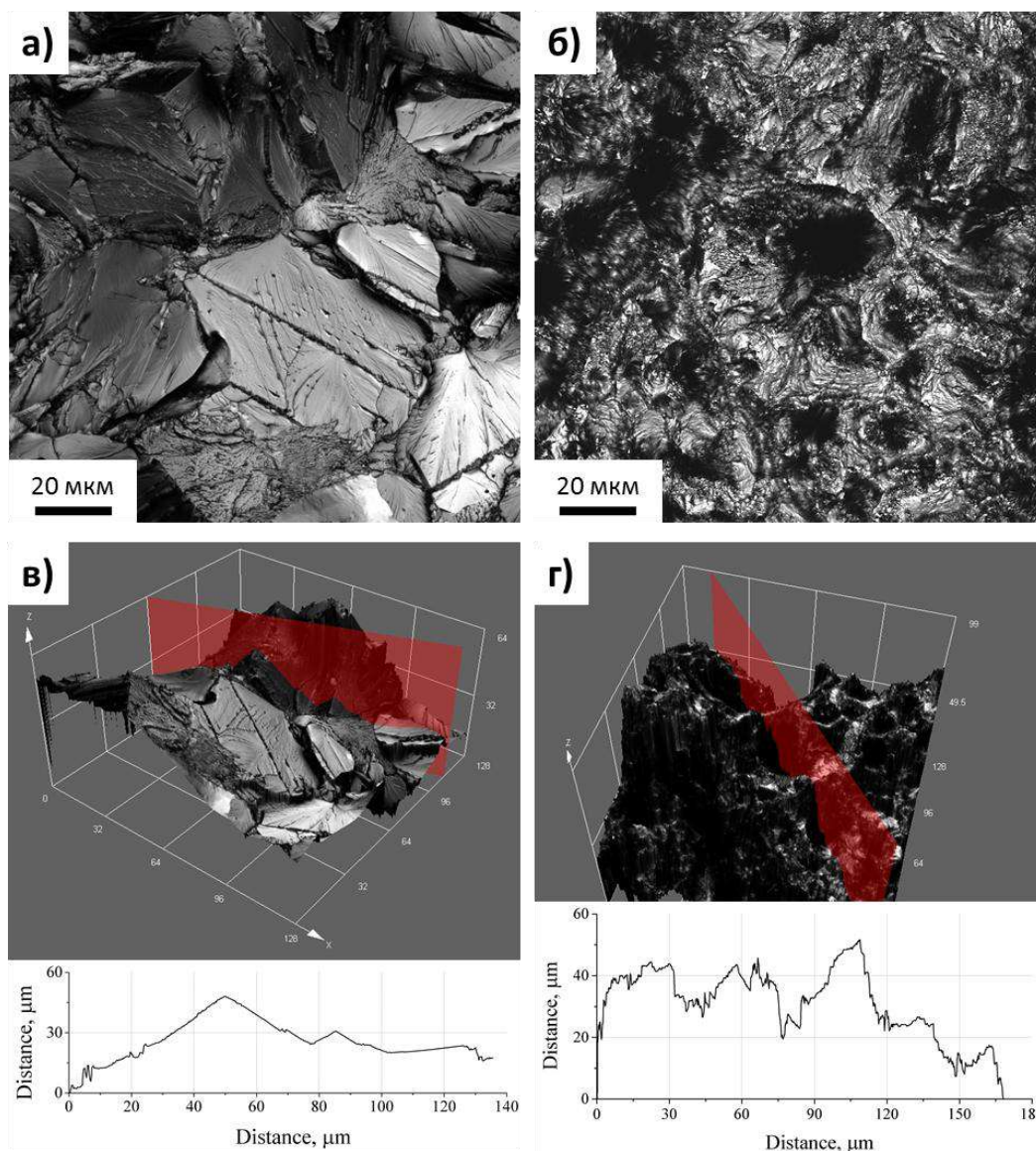


Рисунок 1 – 2D (а, б) и 3D (в, г) снимки хрупких (а, в) и вязких (б, г) изломов, полученные с помощью КЛСМ.

4. Заключение.

В работе показано, что КЛСМ обеспечивает получение точных топографических данных, позволяющих проводить количественное описание рельефа поверхности разрушения. В частности установлено, что в качестве параметра описывающего вязкость излома может быть использована характеристическая площадь поверхность R_s . Кроме того, КЛСМ может применяться для статистического анализа углов разориентировки фасеток. При этом качество фрактографических 2D изображений полученных с помощью КЛСМ в некоторых случаях не уступает СЭМ.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 18-32-00367)

Список использованных источников:

1. Штремель М.А. Разрушение Книга 2. М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. 976 с.
2. Mackenzie J.K. Second Paper on the Statistics Associated with the Random Disorientation of Cubes // *Biometrika*. 1958. Vol. 45, № 1–2. С. 229–240.

ВЛИЯНИЕ ИОНОВ СЕРЕБРА НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИЛАКТИДА И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО ОСНОВЕ

О.А. Лапуть^{1,2}, И.В. Васенина^{2,3}, А.О. Файт², И.А. Курзина²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Россия, г.Томск, пр. Ленина, 30, 634050

²Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Россия, г.Томск, пр. Ленина, 36, 634050

³Институт сильноточной электроники Сибирского отделения
Российской академии наук,
Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/3, 634055
E-mail: olesyalaput@gmail.com

Введение. Полимерные и композиционные материалы на основе лактида нашли мировое применение в медицине благодаря своей биосовместимости и способности разлагаться в живом организме без образования токсичных соединений. Обработка различных материалов ионными пучками является одним из важнейших направлений передовых современных промышленных технологий благодаря широкому диапазону режимов ведения процесса [1,2]. Изучение морфологии и биосовместимости полимерных материалов с точки зрения антибактериального эффекта и клеточной пролиферации является важным шагом для клинических испытаний. Целью настоящей работы является изучение влияния имплантации ионов серебра при экспозиционных дозах облучения $1 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² на физико-химические и биологические свойства полимерных и композиционных материалов.

Материалы и методы исследования. Получение образцов полилактида (ПЛ) и композиционных материалов на основе полилактида и гидроксиапатита (ПЛ/ГА) с соотношением 80/20 и 60/40, соответственно, было описано ранее в [3,4]. Имплантацию ионов серебра проводили на экспериментальном стенде, оснащённом источником ионов MEVVA-V.RU [5] до достижения экспозиционных доз облучения $1 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² при ускоряющем напряжении 20 кВ. Определение фазового качественного и количественного состава материалов осуществляли методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре Shimadzu XRD 6000. Структурные характеристики образцов изучали методом инфракрасной спектроскопии (ИК-спектроскопии) при помощи ИК-спектрометра Nicolet 5700. Краевой угол смачивания при контакте с водой, глицерином и этиленгликолем измеряли на приборе EasyDrop, Kruss методом лежащей капли. Морфологию поверхности образцов исследовали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) с помощью зондовой нанолaborатории NTEGRA Auga. Биосовместимость материалов изучали при помощи анализа особенностей развития клеточно-опосредованного иммунного ответа отдельных доноров *in vitro* по характеру поведения первичных моноцитарных макрофагов в исследуемых образцах в процессе культивирования CD14+ моноцитов крови.

Результаты и обсуждения. По ранее полученным данным РФА [6] в исходном образце ПЛ и после имплантации наблюдаются два отчетливых пика ($2\theta = 16,76^\circ$ и $19,26^\circ$), соответствующие кристаллографическим плоскостям с индексами [2 0 0], [2 0 1] и характерные для структуры L-изомера полилактида. На дифрактограммах композитов ПЛ/ГА 80/20 и 60/40 присутствуют дифракционные линии характерные как для ПЛ, так и для ГА ($2\theta = 16,58^\circ$, $19,34^\circ$, $32,04^\circ$), при этом появления новых рефлексов и смещения дифракционных линий не обнаружено, что свидетельствует о сохранении химического состава и кристаллографической идентичности исходных компонентов после ионной имплантации. После имплантации ионов серебра во всех образцах наблюдается уширение пиков (до 1,6 раз) и уменьшение их интенсивности (до 3,5 раз), свидетельствующее об уменьшении дисперсности кристаллитов.

По результатам ИК-спектроскопии установлено, что спектры образцов, имплантированных ионами серебра идентичны спектру исходного ПЛ, в них присутствуют только полосы поглощения, соответствующие колебаниям

функциональных групп ПЛ. Образование новых химических связей в условиях ионной имплантации не обнаружено. С увеличением дозы облучения интенсивность полосы -C=O уменьшается, что может быть связано с дегидратацией и окислением молекул ПЛ. Протекание данной реакции в полимерной матрице возможно, как вследствие разогрева образцов в условиях ионного облучения, так и из-за присутствия избыточных электронов в результате разрыва полимерной цепи. После ионной имплантации снижается общая интенсивность линий на спектрах, при этом при внедрении ионов серебра в оба типа композитов происходит увеличение количества CH_3 , CH и C-O-C групп примерно в 1,5 раза.

Имплантация ионов серебра оказывает влияние на характеристики смачиваемости поверхности материалов. Установлено, что при контакте с водой краевой угол смачивания увеличивается для образцов ПЛ с 67° до 77° , ПЛ/ГА 80/20 с 69° до 75° , ПЛ/ГА 60/40 с 59° до 67° , следовательно, материалы приобретают гидрофобные свойства, что, вероятно, связано с повышением шероховатости поверхности облученных образцов. При контакте с этиленгликолем и глицерином значения краевого угла облученных образцов меняются незначительно. Для всех исследуемых образцов полимерных и композиционных материалов общая поверхностная энергия образцов при имплантации ионами серебра уменьшается с увеличением дозы облучения (ПЛ – с 36 мН/м до 27 мН/м, ПЛ/ГА 80/20 – с 33 мН/м до 31 мН/м, ПЛ/ГА 60/40 – с 43 мН/м до 35 мН/м), этот процесс сопровождается ростом дисперсионной и уменьшением полярной компоненты.

Как уже было отмечено, ионная имплантация приводит к повышению шероховатости поверхности полимерных и композиционных образцов: для образцов ПЛ шероховатость увеличилась с 18,4 нм до 310 нм, для ПЛ/ГА 80/20 с 15,3 нм до 327 нм, для ПЛ/ГА 60/40 с 29,2 нм до 51,9 нм (по данным АСМ). Увеличение шероховатости способствует лучшему "прилипанию" клеток к поверхности [7].

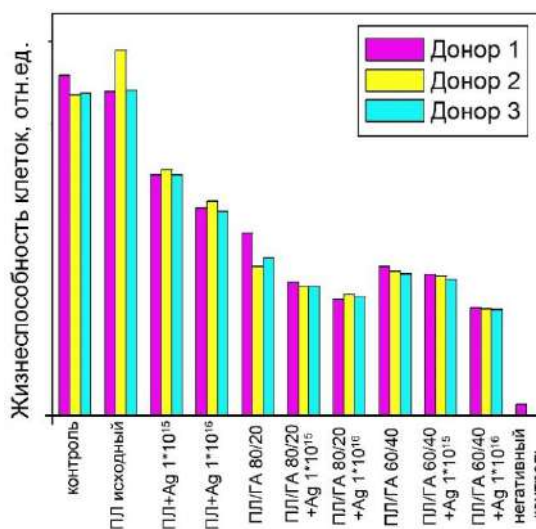


Рисунок 1 – Оценка жизнеспособности первичных моноцитарных макрофагов доноров в присутствии материалов.

Анализ особенностей развития клеточно-опосредованного иммунного ответа отдельных доноров *in vitro* по характеру поведения первичных моноцитарных макрофагов в исследуемых образцах в процессе культивирования CD14+ моноцитов (рис. 1) показал, что жизнеспособность клеток в образцах с чистым ПЛ сопоставима с контрольным образцом. Отмечается негативное влияние гидроксиапатита (ГА) на жизнеспособность макрофагов - с ростом количества ГА она уменьшается. С

увеличением дозы облучения жизнеспособность макрофагов закономерно снижается во всех группах образцов, однако во всех образцах остается значительно выше негативного контроля, большая часть клеток сохраняет жизнеспособность.

Заключение. Таким образом, изучено влияние имплантации ионов серебра при экспозиционных дозах облучения $1 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² на физико-химические и биологические свойства полилактида и композиционных материалов на его основе. Показано, что на дифрактограммах исследуемых образцов после имплантации наблюдается уширение пиков и уменьшение их интенсивности, что свидетельствует об уменьшении размеров кристаллитов и аморфизации поверхности образцов, вследствие разрыва полимерных цепей. Результаты ИК-спектроскопии показали, что с увеличением дозы облучения интенсивность полосы $-C=O$ уменьшается, это может быть связано с дегидратацией и окислением молекул ПЛ. Установлено, что внедрение ионов серебра оказывает влияние на смачиваемость поверхности материалов, улучшаются гидрофобные свойства, этот процесс сопровождается уменьшением свободной поверхностной энергии. По данным АСМ после энергетического воздействия наблюдается значительное увеличение шероховатости, которое способствует лучшему "прилипанию" клеток к поверхности. Жизнеспособность клеток в образцах с чистым ПЛ сопоставима с контрольным образцом. Отмечается негативное влияние ГА на жизнеспособность макрофагов.

Благодарности. Работа выполнена при финансовой поддержке программы повышения конкурентоспособности ТГУ № 8.2.06.2017.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] D. V.Sviridov, Ion implantation in polymers: chemical aspects // Chemical Problems of The Development of New Materials and Technologies. – 2003, – Vol.1. P. 88-106.
- [2] V. N.Popok Ion implantation of polymers: formation of nanoparticulate materials // Rev. Adv. Mater. Sci. – 2012. – Vol. 30. P. 1-26.
- [3] I.V. Pukhova, K.P. Savkin, O.A. Laput, D.N. Lytkina, V.V. Botvin, A.V. Medovnik, I.A. Kurzina. Effects of ion- and electron-beam treatment on surface physicochemical properties of polylactic acid // Applied Surface Science. – 2017. – Vol. 422. – P. 856–862.
- [4] Ye.G. Shapovalova, D.N.Ly'tkina, I.A.Kurzina, Y.G.Kzhy'shkovska, and others. Preparation of Biocompatible Composites based on Poly-L-lactide/Hydroxyapatite and Investigation of their Anti-Inflammatory Activity //Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 683. P. 475-480.
- [5] A.G.Nikolaev, E.M.Oks, K.P.Savkin, G.Yu.Yushkov, I.G. Brown. Upgraded vacuum arc ion source for metal ion implantation // The Review of scientific instruments, V.83, Iss. 2, P. 02A501.
- [6] О. А.Лапуть, И. А. Курзина. Новые биосовместимые материалы из полилактида и композитов на его основе, модифицированные методом ионной имплантации // Физическое материаловедение: сборник материалов и конкурсных докладов VIII Международной школы с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3-12 Сентября 2017. - Тольятти: ТГУ, 2017 - С. 275-280
- [] J. Fang, J. Zhao, Y. Sun, H. Ma, X. Yu, Y. Ma, Y. Ni, L. Zheng. Biocompatibility and Antibacterial Properties of Zinc-ion Implantation on Titanium // Journal of Hard Tissue Biology. – 2014. – Vol. 23. – P. 35-44.

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ И УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

¹Столяров В.В., ¹Мисоченко А.А., ¹Угурчиев У.Х., ²Царенко Ю.В., ²Рубаник В.В.
¹Институт машиноведения РАН, Москва, Россия, vlstol@mail.ru
²Институт технической акустики, Витебск, Беларусь

Для производства полуфабрикатов из сплавов с памятью формы используется термомеханическая обработка, включающая холодное волочение. При этом существует проблема одновременного повышения деформируемости и функциональных свойств сплава, поскольку первое достигается за счет высоких температур обработки, что в свою очередь приводит к ухудшению второго. Одним из подходов к решению данной проблемы является применение внешних энергетических воздействий, не сопровождаемых воздействием высоких температур. В сплавах с термоупругим мартенситным превращением деформационно-термические методы обработки в сочетании с импульсным током [1] или ультразвуковым воздействием [2] действительно позволяют существенно повысить технологические и эксплуатационные свойства, однако механизм такого воздействия недостаточно изучен. Особый интерес представляет совместное действие обоих эффектов. Для чистой меди было показано, что комбинация электропластического (ЭПЭ) и акустопластического (АПЭ) эффектов, может оказывать заметное влияние на дислокационную подвижность и деформационное поведение материала [3]. Цель настоящей работы – сравнительное исследование механического поведения при растяжении и волочении сплавов, проявляющих эффект памяти формы (ЭПФ), в условиях электроимпульсного и/или ультразвукового воздействия.

Объект исследования – проволока из сплавов Ti49.3Ni50,7 и Ti49.6Ni50.4. При растяжении импульсный ток и ультразвуковые колебания в различной последовательности вводили в образец на разных стадиях деформации и фиксировали величину ЭПЭ или АПЭ эффекта. Растяжение проводили при 20 и 200°C, температуру изменяли посредством калорифера.

Эксперимент вели по двум маршрутам: а) образцы в виде проволоки Ø 1,38 мм из Ti49.6Ni50.4 были подвергнуты волочению с УЗО и без УЗО до деформации 24% (частота УЗО - 18 кГц, амплитуда смещений 15 мкм, скорость волочения 50 мм/с) и подвергнуты растяжению с одиночными импульсами тока (плотность тока $j=500$ А/мм², длительность импульса $t=100$ мкс, интервал между импульсами ~ 10 с) с целью зафиксировать различия в деформационном поведении; б) образцы в виде проволоки Ø 4 мм из сплава Ti49.3Ni50,7 были прокатаны с током (плотность тока $j=100$ А/мм², длительность $t=100$ мкс, скважность 10) до деформации $e=1,2$ и подвергнуты волочению с УЗО (частота 18 кГц, амплитуда смещения 25 мкм) с целью зафиксировать повышение деформационной способности.

Результаты растяжения образцов типа «а» представлены на рис.1. Наличие импульсов тока приводит к скачкам напряжения вниз с амплитудой 65-70 МПа и не зависит от предварительной УЗО. Видно, что предварительное волочение с УЗО не оказывает влияния на напряжение до разрушения заготовок (1600 МПа), однако повышает относительное удлинение: при растяжении с током без предварительной УЗО относительное удлинение составляет около 6% (рис. 1а); с предварительной УЗО – 8% (рис. 1б).

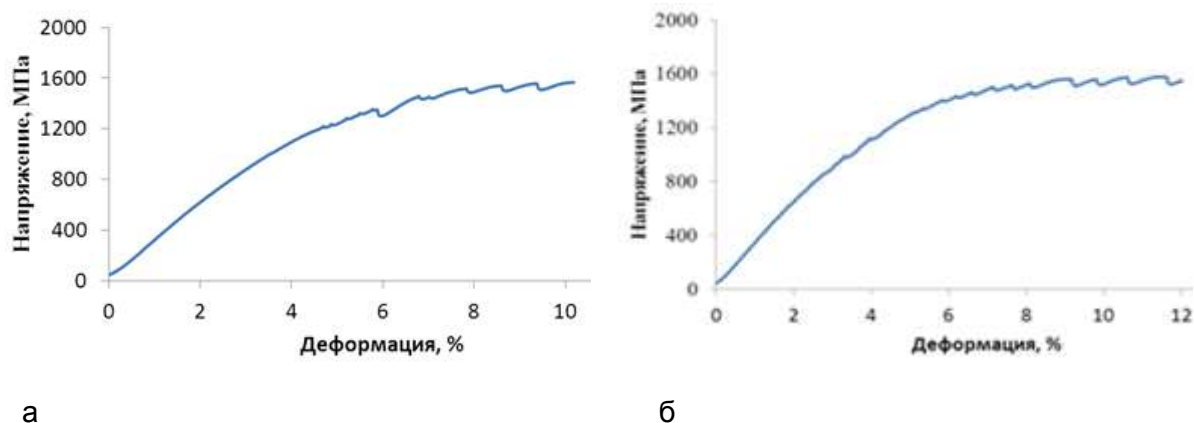


Рисунок 1 - Кривые «напряжение-деформация» при растяжении с одиночными импульсами тока сплава Ti-50,4ат.%Ni: а) после волочения; б) после УЗО + волочение.

Образцы «б» показали отсутствие деформируемости при волочении с УЗО образцов, предварительно прокатанных с током до $\epsilon=1,2$, они разрушались уже на первых этапах волочения. В этой связи для снижения механических напряжений была выполнена УЗО без волочения. Амплитуда напряжений составляла 100 МПа, а время экспозиции 3 мин.

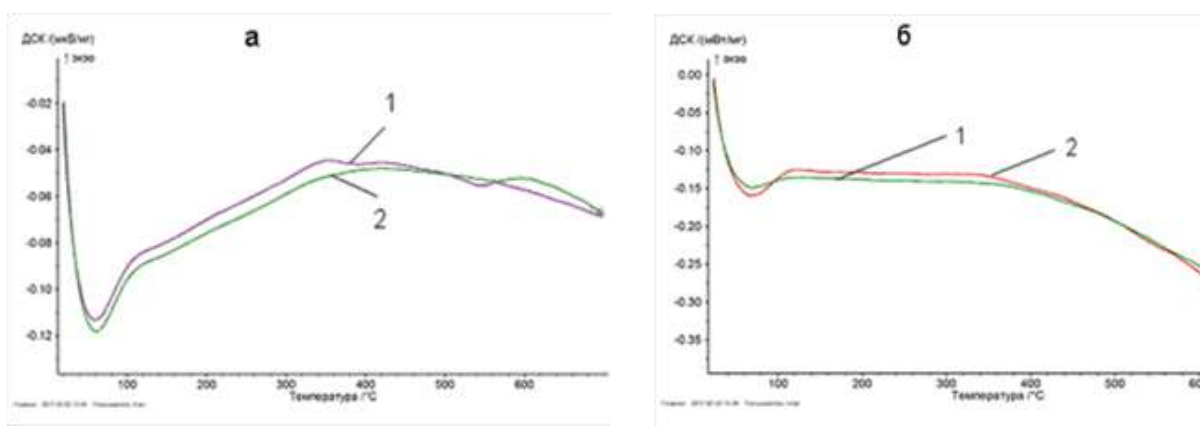


Рисунок 2 - Кривые ДСК образцов сплава Ti-50,7ат.%Ni после прокатки с током до $\epsilon=1,2$ (а) и последующей УЗО (б); кривые 1 – первый цикл нагрева, кривые 2 – повторный нагрев

На рис.2 показаны ДСК кривые образцов сплава Ti-50,7ат.%Ni после прокатки с током и последующей УЗО. Видно, что после прокатки наблюдается 2 пика энергии при температурах 350 (экзотермический) и 550°C (эндотермический), которые исчезают после повторного нагрева образца (рис.2а, кривая 2). Первый пик, вероятно, связан со снятием структурных напряжений в процессе нагрева, второй – с рекристаллизацией. После кратковременной УЗО (рис.2б) кривые ДСК после 1 и 2 цикла нагрева практически совпадают, что свидетельствует о достижении в материале под действием ультразвуковой обработки эффекта, аналогичного термическому (снятие внутренних напряжений).

Последовательное введение ультразвуковых колебаний и импульсов тока при комнатной температуре в сплаве Ti-50,7ат.%Ni приводит к появлению разнонаправленных скачков напряжения: вверх (от тока) и вниз (от УЗ), а при 200°C (в устойчивом аустените) все скачки направлены вниз (рис.3). Разнонаправленность скачков при комнатной температуре свидетельствует о различной природе акусто- и электропластического эффектов, которая требует дополнительных исследований.

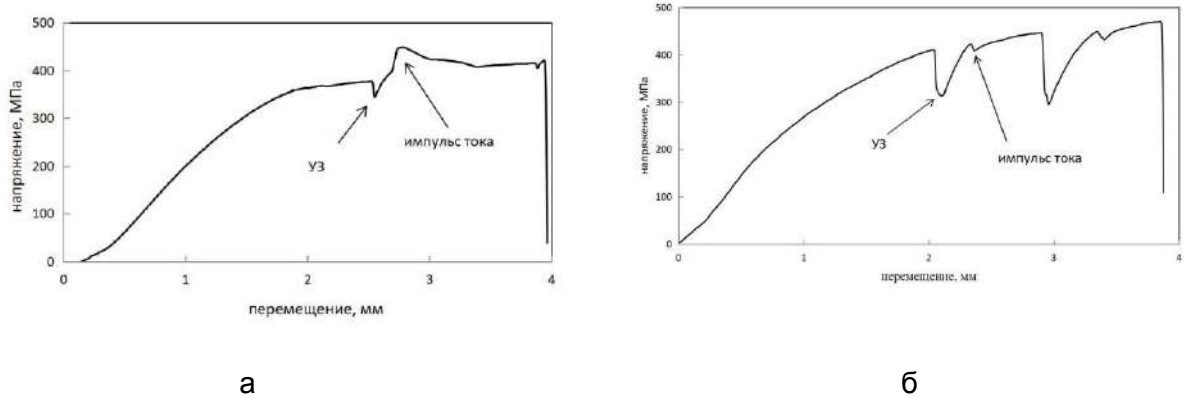


Рисунок 3 - Кривые «напряжение-перемещение» при растяжении сплава Ti-50,7ат.%Ni с последовательным введением ультразвука и импульсов тока при 20 (а) и 200 °С (б).

Совместное действие УЗ и тока исследовали на сплаве Ti-50,0ат.%Ni (рис. 4)



Рисунок 4 - Кривая «напряжение-деформация» при растяжении сплава Ti-50,0ат.%Ni с одновременным введением ультразвука и импульсов тока при 20°С

При введении импульсов тока одновременно с ультразвуком наблюдается их однонаправленное упрочняющее действие, резко отличающееся амплитудой скачков. Такая особенность может быть связана с обратным фазовым превращением М→А или / и с деформационным механическим воздействием, однако это требует дальнейших исследований.

Литература

1. Потапова А.А., Столяров В.В., Бондарев А.Б., Андреев В.А. Исследование возможности применения электропластической прокатки для получения прутков из сплава TiNi, *Машиностроение и инженерное образование*, 2, 2012, 33-38.
2. Rubanik V.V., Rubanik V.V., Dorodeiko V.G., Miliukina S.N., Influence of Ultrasonic Treatment on Shape Memory Effects in Ti-50,4 at.%Ni Alloy, *Mater. Sci. Forum*, V. 738-739 (2013) 362–366.
3. A.V. Kozlov, B.N. Mordyuk, A.V. Chernyashevsky. On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects, *Mater. Sci.&Eng.A190* (1995) 75-79.

ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАСКРЫТИЕ ТРЕЩИН В ТРУБОПРОВОДЕ ДУ350 ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Казанцев А.Г., Петров О.М.
АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, Россия

Использование концепции «течь перед разрушением» (ТПР) при проведении расчетов на прочность позволяет повысить эксплуатационную безопасность АЭС путем обоснования отсутствия опасности внезапного разрыва трубопроводов, исключить из рассмотрения последствия локальных динамических воздействий на опоры и окружающие строительные конструкции, оборудование и трубопроводы, а также отказаться от защитных систем, предназначенных для противодействия последствиям разрывов.

При обосновании применимости концепции ТПР в соответствии с руководством [1] определяется раскрытие сквозных трещин, по которому оценивается площадь канала и утечка теплоносителя, а также возможность ее фиксации системами контроля течей.

В [1] отсутствует методика учета влияния на раскрытие трещины остаточных сварочных напряжений (ОН). Для оценки этого влияния были проведены расчеты с моделированием процесса сварки и оценкой остаточных сварных напряжений и перемещений. Расчеты выполнены применительно к кольцевому монтажному шву соединительного трубопровода ДУ350 с толщиной стенки 40мм (сталь 08X18H10T), рис.1.

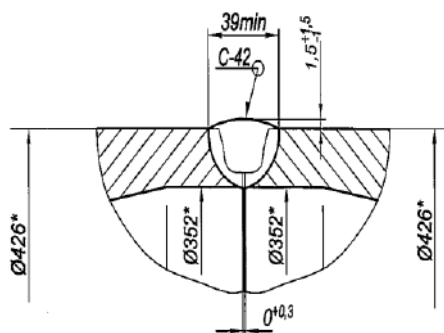


Рисунок 1 – Схема сварного соединения трубопровода

Для определения уровня и характера распределения остаточных сварочных напряжений было проведено МКЭ моделирование (с использованием программы Ansys) процесса многопроходной сварки [2]. На языке APDL был написан скрипт, при выполнении которого происходит цикл последовательного заполнения сварочной ванны. Изначально элементы сварочной ванны были удалены из модели (с помощью команды EKILL). Затем в соответствии с заданным числом проходов происходило восстановление элементов одного слоя за другим (с помощью команды EALIVE). В силу симметрии конструкции и условий нагружения рассматривалась 1/4 часть участка трубы.

Температура элементов сварочной ванны задавалась с учетом температурного цикла электродуговой сварки. После решения температурной задачи выполнялся упругопластический расчет механических напряжений и деформаций с учетом зависимости механических и теплофизических свойств основного металла (сталь 08X18H10T) и металла сварного шва (проволока СВ – 04X19H11M3, электрод ЭА400/10Т) [3].

Полученное распределение остаточных напряжений по толщине стенки трубы в

центре шва показано на рис.2а. Поскольку трубы подвергаются гидроиспытаниям внутренним давлением, была выполнена оценка изменения остаточных напряжений после проведения гидроиспытаний. Как видно из рис.2б, после воздействия внутреннего давления величиной 25 МПа происходит снижение максимальных остаточных напряжений в шве – тангенциальных до 2 раз, осевых почти в 1.5 раза.

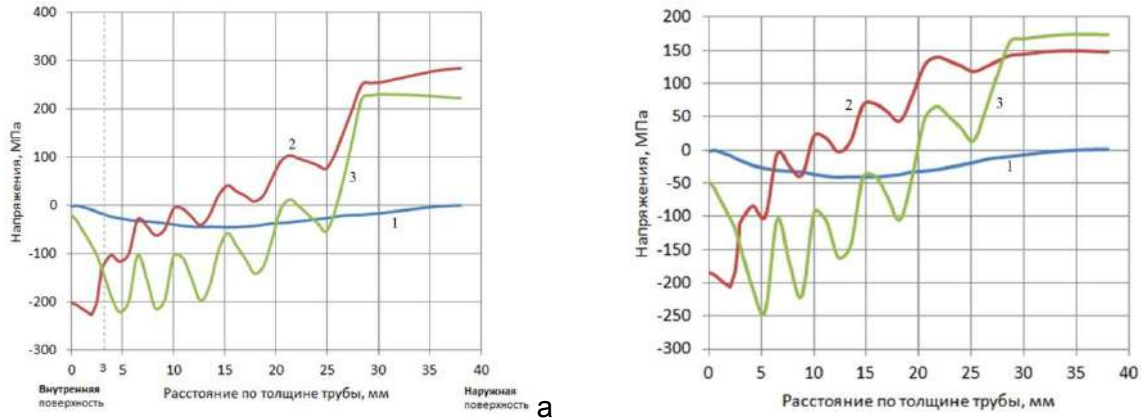


Рисунок 2 - Распределения компонент напряжений по толщине трубы в середине сварного шва до (а) и после ГИ давлением 25 МПа (б). 1 – радиальные, 2 – тангенциальные, 3 – осевые

Расчеты раскрытия трещины были выполнены для трубы с прямой сквозной трещиной в случае действия только внутреннего рабочего давления и изгибающего момента. Длина трещины составляла 250 мм.

Для моделирования контактного взаимодействия берегов трещины использовалась специальная недеформируемая поверхность, препятствующая прониканию узлов трубы за плоскость симметрии (имитирующая противоположный берег трещины).

Из представленных на рис.3а данных видно, что в результате действия остаточных сварочных напряжений изменяется форма канала истечения - увеличивают раскрытие трещины на наружной поверхности и уменьшается на внутренней. Увеличение раскрытия в центре трещины за счет действия остаточных напряжений, составляет на наружной поверхности примерно 0.2 мм, уменьшение на внутренней – 0.08 мм.

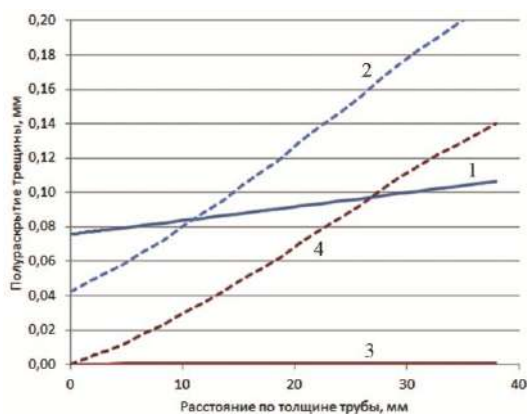


Рисунок 3а – Полуоткрытие прямой трещины по толщине стенки трубы.
1 - без ОН, $p = 15$ МПа; 2 – с ОН, $p = 15$ МПа.
3 - без ОН, $p = 0$; 4 – с ОН, $p = 0$

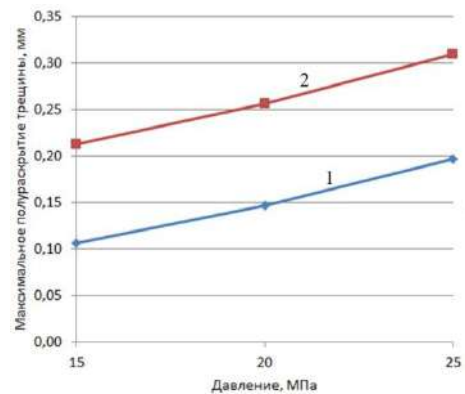


Рисунок 3б – Зависимость максимального полуоткрытия прямой трещины от величины внутреннего давления.
1- без ОН; 2 – с ОН

С увеличением давления величина раскрытия увеличивается практически пропорционально, рис.3б. В рассмотренном диапазоне давлений эффект от действия остаточных напряжений не зависит от величины давления.

Моделирование нагружения трубы изгибающим моментом осуществлялось по

схеме 3-х точечного изгиба воздействием недеформируемой контактной поверхностью на верхнюю часть трубы по середине ее длины между опорами. Задавалась постоянная скорость вертикального перемещения этой поверхности (перемещение как граничное условие прикладывалось к так называемому «пилотному узлу»). Расстояние между опорами, на которых лежала труба, составляло 1400 мм. Максимальному изгибающему моменту $M_{изг}=642$ кН·м соответствует поперечное усилие 1836 кН.

Кривые полуоткрытия по середине длины трещины, соответствующие расчетам без учета остаточных напряжений и с остаточными напряжениями, показаны на рис.4. Отсчет расстояния по толщине трубы – от внутренней поверхности к наружной. За счет действия остаточных напряжений величина полуоткрытия увеличилась на внутренней поверхности трубы на 0.13, на наружной - на 0.2мм.

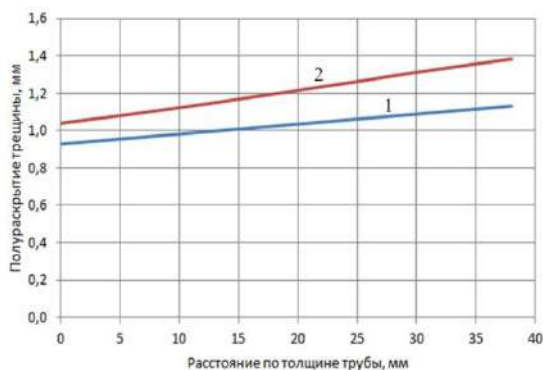


Рисунок 4а – Изменение полуоткрытия трещины по толщине стенки трубы. 1- без ОН, 2 – с ОН. $M_{изг}=642$ кН·м, $p = 16.2$ МПа

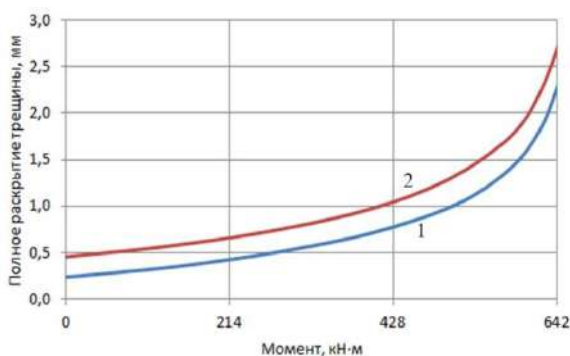


Рисунок 4б – Изменение раскрытия трещины в зависимости от величины $M_{изг}$. 1- без ОН, 2 – с ОН. $p = 16.2$ МПа

Зависимости полного раскрытия трещины (на наружной поверхности, где раскрытие максимально) в зависимости от изгибающего момента приведены на рис.4б.

Полученные результаты показывают, что остаточные сварочные напряжения в кольцевом шве увеличивают раскрытие трещины и, соответственно, расход теплоносителя через течь. Раскрытие трещины, как следует из рис.3б и рис.4б, можно приближенно представить в виде суммы раскрытий от остаточных напряжений и от действия внешних нагрузок:

$$\delta = \delta_p + \delta_M + \delta_{он} , \quad (1)$$

где $\delta_p, \delta_M, \delta_{он}$ - раскрытия трещины соответственно от действия внутреннего давления, изгибающего момента и остаточных напряжений. Наилучшее соответствие соотношения (1) результатам расчета наблюдается в случае действия только внутреннего давления (рис.3б) или давления и изгибающего момента примерно до 300 кН·м (рис.4б), когда величина раскрытия определяется преимущественно упругими деформациями.

Литература

1. Руководство по применению концепции безопасности «Течь перед разрушением» для действующих АЭУ. РД ЭО 1.1.2.05.0939-2013, ОАО «Концерн Росэнергоатом», 2016.
2. Ходаков В.Д., Казанцев А.Г., Ходаков Д.В., Петров О.М., Соков Л.М. Исследование остаточных напряжений в разнородных сварных соединениях трубопроводов АЭС на основе численного моделирования. Тяжелое машиностроение - 2015. - №7-8. - С.13-18.
3. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергоустановок ПНАЭ Г-7-002-86. Москва, Энергоатомиздат, 1989.

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Fe-Si МАТЕРИАЛОВ**Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.***Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия.
pudov@imp.uran.ru; drago@imp.uran.ru***Введение**

При производстве электротехнических сталей (ЭТС) формируется острая кристаллографическая и магнитная текстуры, приводящие к появлению крупных кристаллитов (до 50 мм), магнитных доменов и вихретоковым магнитным потерям (до 85% от полных). Новый класс магнитомягких материалов – ленты аморфных и нанокристаллических сплавов на основе Fe и Co также имеют большую ширину магнитных доменов. Улучшить физические свойства этих материалов можно только при реализации перспективных комплексных способов и технологий воздействия на их кристаллическую и магнитную структуру, обеспечивающих существенное превышение суммарного результата, достигаемого на отдельных этапах обработки материала [1,2].

Материалы и методика эксперимента

Исследования проводили на стандартных полосовых образцах ЭТС, содержащих 3 мас.% кремния в железе и имеющих высокую степень совершенства ребровой кристаллографической текстуры (110)[001], при которой индукция в магнитном поле 800 А/м составляла 1,88-1,91 Тл. Образцы заводского производства марок 3408-3409 толщиной 0,27мм имели размеры зёрен 12-22 мм вдоль направления прокатки. В качестве магнитоактивных электроизоляционных покрытий на сталь ионно-плазменным методом осаждали оксиды или нитриды ряда элементов, радиус ионов которых в растворах замещения меньше, чем у железа – бор, алюминий, титан, хром. Они имели коэффициенты теплового линейного расширения от $(5...8) \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ (SiO_2 , AlN, Si_2N_4 , CrO) до $8 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ (Al_2O_3 , TiN), существенно меньшие КТЛР= $13 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ железо-кремнистой Fe-3%Si стали. Последующий отжиг стальной ленты с покрытием выполняли при температуре 400-600 °С, с изотермической выдержкой 5-20 минут и охлаждением до комнатной температуры в переменном магнитном поле напряженностью 1-5 кА/м, частотой 30-80 кГц, со скоростью 50-200°С/мин. Локальную лазерную обработку (ЛЛО) поверхности стали с одноосной магнитной анизотропией проводили в виде узких 0,2 мм шириной зон поперёк оси текстуры с промежутками между зонами лазерного воздействия, меньшими размера зерен.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

При формировании в ЭТС покрытием плоскостных растяжений преобладает продольная составляющая, её наличие добавляет к одноосной кристаллографической одноосную магнитную анизотропию. Это вызывает уменьшение объёма поперечно намагниченных 90° доменов и ширины продольно намагниченных 180° доменов, следовательно, снижается скорость движения доменных границ и вихретоковая составляющая магнитных потерь при перемагничивании. Высокую эффективность изоляционных покрытий из оксидов и нитридов Ti, Si, Al, Cr обеспечиваем за счет повышения их адгезии к металлу заменой обычного метода растворной керамики, с нанесением, сушкой и спеканием изоляционного раствора, методом ионно-плазменного осаждения покрытий на ленту стали. Новый метод приводит к однородному продольному растяжению металла $\sim 0,7-1,0 \text{ кг/мм}^2$, не вызывая появления в нём зон внутреннего окисления [2].

Последующим отжигом стальной ленты с покрытием, выполненным в режиме высокочастотной термомагнитной обработки (ТМО), дестабилизировали магнитную доменную структуру, обычно возникающую в материале, когда при его охлаждении каждый домен испытывает локальную ТМО в магнитном поле собственной намагниченности [3,4]. Дестабилизация доменов повышает подвижность доменных границ и снижает как гистерезисную, так и вихретоковую составляющие магнитных потерь.

Дальнейшее уменьшение ширины продольных доменов осуществляется лазерной обработкой. Формируемые при ЛЛО поперечно ориентированные узкие зоны тепловой деформации сжатия и растягивающие напряжения в межзонных промежутках приводят к уменьшению размеров 180° доменов и к возникновению клиновидных доменов – зародышей перемагничивания. В результате снижается скорость движения доменных границ и магнитные потери при перемагничивании материала. Эффект ЛЛО увеличивается в случае одномоментного нанесения лазерных зон на всю ширину ленты, а также с ростом степени совершенства магнитной и кристаллографической текстуры стали, обеспечивая снижение ширины полосовых 180° доменов в 2-3 раза (рис. 1 а,б,в).



Рисунок 1- Магнитная доменная структура ЭТС до (а), после (б) ЛЛО и в зоне (в) ЛО.
1–180° полосовые домены; 2–граница между доменами; 3–зона ЛО и измельченные домены;

4–полосы скольжения и примыкающие к ним 180° полосовые (1) и клиновидные домены (5) – зародыши перемагничивания; ↑– направление намагниченности доменов [001]

Результаты применения комбинированной деформационно-текстурирующей обработки лент ЭТС толщиной 0,27 мм марок 3408-3409, приведены в таблице.

Таблица -Магнитные потери при различных режимах ТМО и ЛЛО в ЭТС

№	Параметры обработки		Исходные свойства	Конечные свойства	Эффект обработки
	Т, °С-Н, Дж/мм	кА/м-В/V,	$P_{1,7/50}$, Вт/кг	$P_{1,7/50}$, Вт/кг	$\Delta P_{1,7/50}$, %
1	400 – 1,8 – <0,01		1,12	1,04	7,1
2	420 – 1,8 – <0,01		0,99	0,87	12,1
3	430 – 1,8 – <0,01		1,05	0,89	15,2
4	440 – 1,8 – <0,01		1,05	0,92	12,4
5	460 – 1,8 – <0,01		0,97	0,89	8,2

$P_{1,7/50}$ – магнитные потери при индукции 1,7 Тл и частоте перемагничивания 50 Гц.

Таблица показывает, что применение комплекса деформационных воздействий – продольного растяжения, дестабилизации и дробления доменов, создаваемых магнитоактивным электроизоляционным покрытием, термообработкой в высокочастотном магнитном поле и ЛЛО приводит при оптимальном подборе режимов обработки к 12-15 % снижению магнитных потерь в анизотропных ЭТС.

Однако в зонах ЛЛО формируются напряженные состояния (рис.1 в), что требует проведения отжига материала. В результате эффект от лазерной обработки стали снижается в 2 раза (при 600-650 °С) и полностью исчезает (при 800-850°С) [5,6].

Перспективное решение этой проблемы связано с введением в зоны ЛЛО стали мелкодисперсных примесных дефектов из слабомагнитных веществ [6] .

Термостабилизацию зон ЛЛО проводили на стали марки 3407 ($B_{800}=1,89$ Тл, толщина 0,27 мм). В качестве дефектов применяли веществ с намагниченностью насыщения 100-300 Гс, в частности, бор содержащий магний-фосфат в виде порошка, насыпаемого на поверхность листов или в составе покрытия. Отжиг проводили при 500-800°С. Эффект от ЛЛО и частичного расплава примесных дефектов составляет 13 % при 700 °С, а от обычной ЛЛО в два раза меньше (7 %). При 800 °С результаты

обычной ЛЛО практически исчезают, а в условиях применения примесных дефектов снижение магнитных потерь составляет 11%.

Однако наибольший эффект снижения магнитных потерь АЭС (до 17 % по $P_{1,7/50}$) можно достичь, применяя на заключительной стадии обработки термомагнитный отжиг [7]. Отжиг в продольном магнитном поле повышает одноосную магнитную анизотропию элемента магнитопровода, усиливая действие растягивающих напряжений, возникающих между зонами сжатия от ЛЛО.

Заключение

Как показывают результаты исследований, в процессе ЛЛО введение частиц слабомагнитных веществ в зоны её воздействия обеспечивает термостабильность эффекта этих зон, тем самым, позволяя сохранять сниженный уровень магнитных потерь сталей и элементов магнитопровода, подвергаемых высокотемпературному отжигу для снятия краевого наклёпа, возникающего при их вырезке.

Работа выполнена в рамках ГЗ по темам «Магнит» №АААА-А18-118020290129-5, «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3 и проекту УрО РАН №18-10-2-8.

Список литературы

1. Iuchi T., Yamaguchi S., Ichiyama T. et al. Laser irradiation of sheet electrical steel. – J. Iron and Steel Inst. Japan. -1982. -V.68, №5. – P. 224.
2. Драгошанский, Ю.Н. Оптимизация доменов и снижение магнитных потерь электротехнической стали активным покрытием и лазерной обработкой / Ю.Н. Драгошанский, В.И.Пудов, Л.С. Каренина // Известия РАН. Серия: физическая. – 2013.– Т. 77, № 10. – С. 1496–1498.
3. Пудов, В.И. Перспективность применения аморфнокристаллических покрытий для магнитомягких сплавов / В.И.Пудов, Ю.Н. Драгошанский // Упрочняющие технологии и покрытия. –2013. – № 8. – С. 44–48.
4. Драгошанский, Ю.Н. Улучшение магнитной структуры и свойств магнитомягких сплавов при модификации их поверхности / Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов // Физика и химия обработки материалов,. – 2013. – №3. – С. 48–52.
5. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ улучшения магнитных свойств анизотропной электротехнической стали лазерной обработкой / Патент РФ №2501866. Бюл. изобр. 2013. №35.
6. Пудов, В.И. Эффект примесной термостабилизации зон лазерного воздействия на анизотропные магнитомягкие материалы / В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский // Доклады академии наук. Серия: техническая физика. – 2013. – Т. 453, № 2. – С. 159–161.
7. Драгошанский, Ю.Н. Магнитные свойства электротехнической стали при эффективных деформационно-текстурирующих воздействиях / Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов // Вестник ТГУ. Серия: Естеств. и тех. науки.– 2016. – Т.21, В.3. – С. 974–977.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Валуйская Л. А.¹⁾, Старенченко В. А.²⁾, Соловьева Ю. В.²⁾, Липатникова Я. Д.²⁾,
Валуйская К. Д.³⁾

^{1)Сибирский государственный медицинский университет, ^{2)Томский государственный архитектурно-строительный университет, ^{3)Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, val_larisa@mail.ru}}}

Целью данной работы является исследование макроскопической локализации пластической деформации сплавов в условиях углового прессования. В статье рассмотрен процесс образования полос суперлокализации пластической деформации, который заключается в образования полос сильно локализованной пластической деформации, вдоль которых происходит разрушение образца при прессовании.

Разработана многоуровневая модель, сочетающая в себе две модели: модель дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$ и модель механики сплошной среды [1, 2]. Именно комбинированная модель, основанная на объединении теоретических подходов механики твердого тела и накопления дефектов в ходе пластической деформации, позволяет более полно описать и объяснить закономерности процессов повреждения и разрушения, происходящих при динамическом канальном прессовании.

Численные эксперименты проводились с использованием метода конечных элементов. Кривая деформационного и термического упрочнения элементарного объема среды задавалась моделью дислокационной кинетики. При решении системы уравнений дислокационной кинетики в зависимости от параметров, контролирующих перераспределение дислокаций в границы разориентации были получены различные кривые упрочнения, как монотонно возрастающие (рис.1), так и немонотонные (рис.2) имеющие один или несколько пиков максимума. Данные зависимости $\sigma - \varepsilon$ задавали упрочнение элементарных объемов в конечно-элементарной модели.

Оказалось, что только в условиях немонотонного упрочнения элементарных деформируемых объемов при одноосном прессовании можно наблюдать явление суперлокализации пластической деформации. Причем образование нескольких полос суперлокализации возможно только в условиях немонотонного упрочнения элементарного объема с несколькими пиками максимума на зависимости $\sigma - \varepsilon$

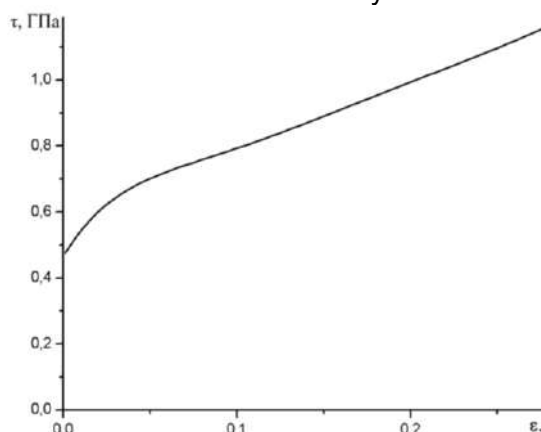


Рисунок 1 - Зависимость касательных напряжений от относительной деформации для элементарного объема деформационной среды.

В условиях монотонно возрастающего упрочнения элементарных объемов полос суперлокализации пластической деформации не наблюдалось.

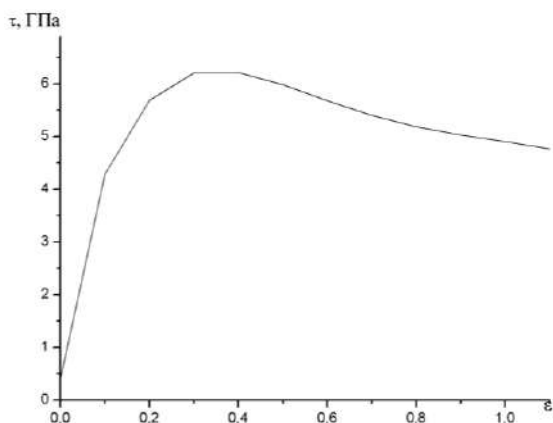


Рисунок 2 - Зависимость касательных напряжений от относительной деформации для элементарного объема деформационной среды.

В данной работе исследовался процесс образования полос суперлокализации пластической деформации в зависимости от вида деформационного и термического упрочнения в условиях высокоскоростного углового прессования. Образец продавливался через пересекающиеся под углом 90° и 120° каналы.

Если кривая упрочнения элементов среды имела немонотонный вид с одним пиком максимума (рис.2), то при более жестком прессовании (под углом 90°) наблюдалось последовательное образование нескольких полос суперлокализации (рис.5). Это связано с тем, что пластическая деформация при канальном прессовании протекает исключительно в области пересечения каналов, в то время как остальные области образца остаются практически недеформированными. Напряжения в образце в области пересечения каналов первыми достигают значений, соответствующих максимуму на кривой упрочнения, что приводит к деформациям, снижающим сопротивление деформированию материала и к формированию полосы суперлокализации. По мере прохождения образца через канал начинает деформироваться ранее недеформированная часть образца, формируется еще одна область избыточных напряжений, в которой напряжения также достигают значений максимума на кривой упрочнения, что приводит к формированию еще одной полосы суперлокализации.

При менее жестком прессовании (под углом 120°) в условиях немонотонного упрочнения полосы суперлокализации не образуются, так как прохождение материала в канал в менее жестких условиях деформирования не позволяет достичь напряжений в небольшой области, необходимых для образования полосы суперлокализации (рис.6).

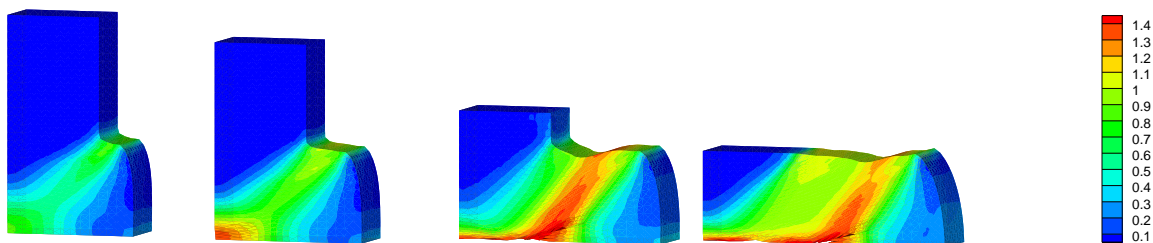


Рисунок 3 - Распределение величины интенсивности пластических деформаций (среднеквадратический сдвиг) при канальном прессовании под углом 90° пересечения каналов в различные моменты времени в случае монотонного упрочнения среды.

В условиях монотонно возрастающего упрочнения элементарного объема при канальном прессовании под углом 90° наблюдается неоднородное развитие деформации и локализация напряжений в образце в области соединения каналов, однако полосы суперлокализации не образуются (рис.3). При менее жестком

прессовании (под углом 120°) в условиях монотонного упрочнения полосы суперлокализации также не образуется (рис.4).

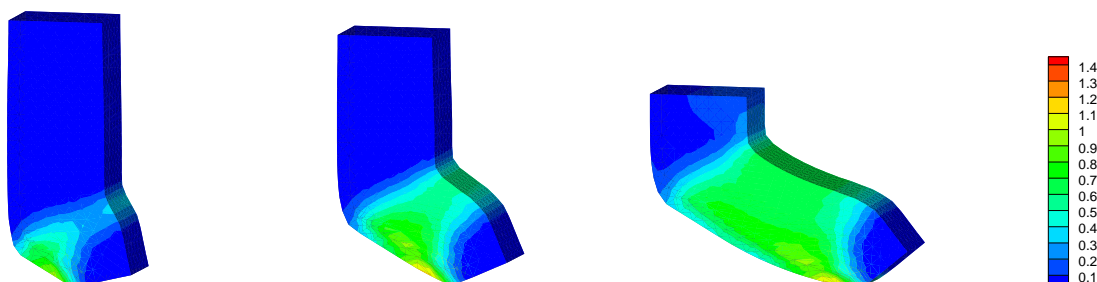


Рисунок 4 - Распределение величины интенсивности пластических деформаций (среднеквадратический сдвиг) при канальном прессовании под углом 120° пересечения каналов в различные моменты времени в случае монотонного упрочнения среды.

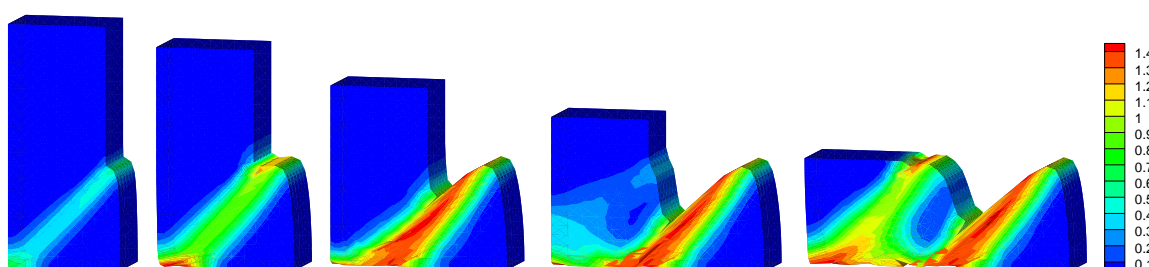


Рисунок 5- Распределение величины интенсивности пластических деформаций (среднеквадратический сдвиг) при канальном прессовании под углом 90° пересечения каналов в различные моменты времени в случае немонотонного упрочнения среды.

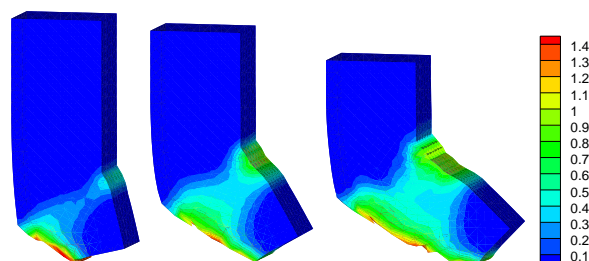


Рисунок 6- Распределение величины интенсивности пластических деформаций (среднеквадратический сдвиг) при канальном прессовании под углом 120° пересечения каналов в различные моменты времени в случае немонотонного упрочнения среды.

Таким образом, образование полосы суперлокализации пластической деформации можно наблюдать при канальном прессовании под углом 90° пересечения каналов и при одноосном прессовании образца, в том случае, когда упрочнение элемента деформационной среды имеет немонотонный вид.

Список литературы

1. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Фахрутдинова Я.Д. Валуйская Л.А. Суперлокализация деформации в монокристаллах Ni_3Ge с L_{12} сверхструктурой // Изв. вузов. Физика. – 2012. – №1. - с.62-73.
2. Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Старенченко В.А. Моделирование высокотемпературной суперлокализации пластической деформации в монокристаллах сплавов со сверхструктурой L_{12} // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116. – № 1. с. 12-20.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда – проект № 17-72-10042.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА БРОНЗА+НИОБИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Рогачев С.О.¹, Никулин С.А.¹, Козлов Д.А.¹, Сундеев Р.В.²

¹НИТУ «МИСисС», г. Москва, Россия

²Московский технологический университет (МИРЭА), г. Москва, Россия

E-mail: csaap@mail.ru

В данной работе кручению под высоким давлением (КВД) подвергали заготовку для низкотемпературного сверхпроводника на основе соединения Nb_3Sn . Такая заготовка состоит из бронзовой матрицы с распределенными в ней ниобиевыми волокнами, собранными в шестигранные стренды. Все компоненты заготовки (бронзовая матрица и ниобиевые волокна) характеризуются хорошей деформационной способностью и могут пластически деформироваться с очень высокими степенями (типичные степени деформации вытяжкой при изготовлении сверхпроводящего провода – 12...16).

КВД образцов диаметром 8 мм проводили при комнатной температуре, давлении 6 ГПа в «лунке» глубиной 0.5 мм, расположенной в нижней наковальне, с числом оборотов $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$ и 5.

После КВД проводили съемку предварительно полированной всей нижней поверхности образцов (продольный шлиф), а также их поперечных шлифов, на сканирующем электронном микроскопе в режиме отраженных электронов. Рентгеновский анализ проводили на дифрактометре ДРОН 3М с излучением $CoK\alpha$. Изменение ширины линий ниобия и матрицы с увеличением числа оборотов КВД измеряли в интервале углов $2\theta = 40-54^\circ$.

Уже после числа оборотов $N = 1/4$ наблюдалось вытягивание Nb-волокон и их смещение вблизи краев образца. После числа оборотов $N = 2...5$ наблюдалось «закручивание» Nb-волокон по всей поверхности образца и в его объеме с формированием характерной «вихревой» структуры (см. рис. 1).

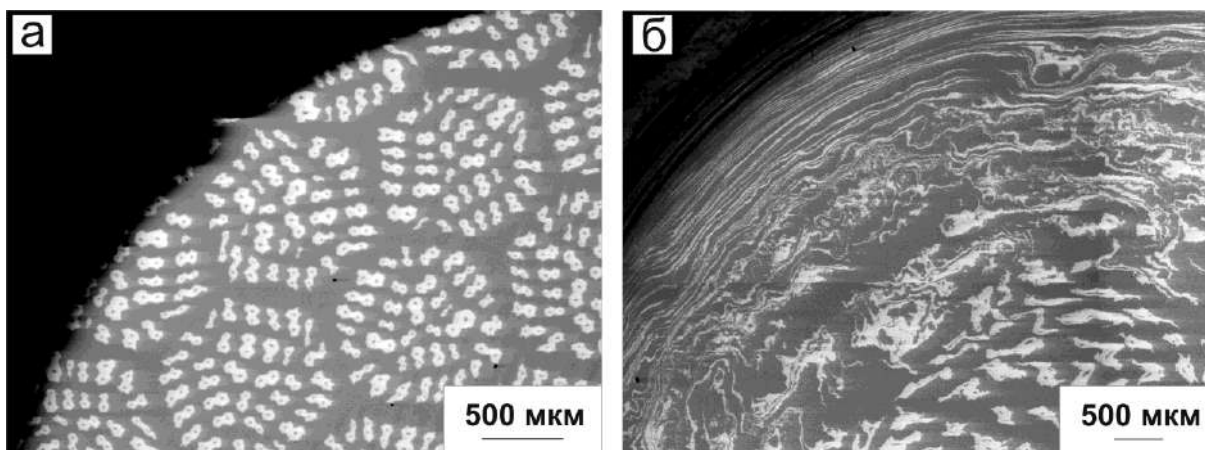


Рисунок 1- Поверхность (продольный шлиф) образца «бронза/ниобий» до (а) и после (б) КВД с числом оборотов $N = 5$

Рентгеновский анализ показал, что с увеличением числа оборотов КВД происходит уширение рентгеновских пиков как ниобия, так и матрицы. При этом уширение линий ниобия происходит менее интенсивно, чем бронзы. В частности, ширина линии ниобия до КВД составила $0,404^\circ$ и с увеличением числа оборотов от $1/4$ до 5 изменилась слабо (до $0,544^\circ$). Наиболее заметно уширение линии наблюдается при числе оборотов $N=2$ (с $0,434^\circ$ до $0,524^\circ$). В то же время ширина линии матрицы уже

при числе оборотов $\frac{1}{4}$ увеличивается с $0,392^\circ$ до $0,676^\circ$, и при дальнейшем увеличении числа оборотов монотонно повышается до $0,993 \dots 1,009^\circ$.

Такое поведение составных элементов композитной заготовки (бронзовой матрицы и ниобиевых волокон) может быть связано с их различной деформацией при увеличении числа оборотов КВД, а также с различной деформационной способностью бронзы и ниобия (ниобиевые волокна в отличие от бронзовой матрицы более пластичны и менее склонны к наклепу). В результате КВД сдвиговую деформацию в первую очередь претерпевает бронзовая матрица. При увеличении числа оборотов сдвиговая деформация бронзовой матрицы увеличивается, что сопровождается монотонным увеличением уширения дифракционных линий. Напротив, Nb-волокна при малых оборотах (от $\frac{1}{4}$ до 1) претерпевают, в основном, линейную деформацию, т.е. происходит их вытягивание и «закручивание» в объеме бронзовой матрицы. При повышении числа оборотов до 2 и более наблюдается «перемешивание» Nb-волокон с бронзовой матрицей, происходит сдвиговая деформация Nb-волокон, что сопровождается уширением дифракционных линий.

Работа частично выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых-кандидатов наук (№ МК-6239.2018.8).

**СТРУКТУРА И УПРОЧНЕНИЕ ГИБРИДНОГО МАТЕРИАЛА СТАЛЬ/МЕДЬ/СТАЛЬ
ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

Рогачев С.О.¹, Сундеев Р.В.², Халидова Д.В.¹

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²Московский технологический университет (МИРЭА), г. Москва, Россия

E-mail: csaap@mail.ru

В работе изучено влияние деформации методом кручения под высоким давлением (КВД) на структуру и упрочнение трехслойного гибридного материала «сталь/медь/сталь».

Исходные плоские образцы диаметром 8 мм вырезали из листов стали 08Х17Т (в отожженном состоянии) и прутков чистой меди марки М1 (в холоднодеформированном состоянии). Перед КВД собирали трехслойный пакет: нижний стальной слой толщиной 0,3 мм, средний слой из меди толщиной 0,2 мм и верхний стальной слой толщиной 0,5 мм. КВД трехслойного пакета проводили в «лунке» глубиной 0,5 мм, расположенной в нижней наковальне, при комнатной температуре, квазигидростатическом давлении $P = 6$ ГПа и числе оборотов $N = 5$.

КВД исходной трехслойной заготовки привело к прочному соединению стальных и медного слоев с формированием преимущественно гладкой границы раздела между слоями. Толщина медного слоя после КВД уменьшилась до ~30 мкм, т.е. на 85 % по сравнению с исходной (в локальных областях образца медный слой утонился до 3...10 мкм). Толщина стальных слоев уменьшилась на 45...55 %.

Микротвердость медного слоя после КВД повысилась с 125 до 200 HV, что соответствует типичным значениям микротвердости, достигаемым на образцах чистой меди после КВД с такими же параметрами. Существенной разницы в значениях микротвердости медного слоя на краях гибридного образца и в его центре не наблюдалось. Микротвердость стальных слоев повысилась (на середине радиуса образца) с 180 до 320-350 HV, что в 1,7-1,9 раз ниже, чем микротвердость, обычно достигаемая на образцах такой же стали после КВД. При этом наблюдается тенденция к увеличению значений микротвердости стальных слоев при удалении от центра гибридного образца к его краям.

КВД привело к формированию в медном слое гибрида субмикрокристаллической структуры с большим количеством равноосных зерен с преобладающим размером 140 – 280 нм и большой плотностью внутризеренных дефектов. Анализ электронограмм указывает на преимущественно большеугловую разориентировку границ зерен. В наружных стальных слоях гибрида в результате КВД сформировалась сильно деформированная структура ячеистого типа с малоугловыми разориентировками и большой плотностью дефектов. Средний размер ячеек составил 680 нм.

Таким образом, при использовании мягкой пластичной меди в качестве материала для среднего слоя гибрида, при деформации методом КВД формируется преимущественно гладкая граница раздела между слоями и повышается их прочность, однако не достигаются предельно возможные значения микротвердости в наружных стальных слоях гибрида ввиду отсутствия в них развитой ультрамелкозернистой структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых-кандидатов наук (№ МК-6239.2018.8).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ТРУБНОЙ СТАЛИ

¹Краснов М.Л., ²Некит В.А., ²Платов С.И., ³Урцев Н.В., ²Керимова Л.Ф.

¹ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» г. Магнитогорск, Россия

²ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия psipsi@mail.ru

³ООО «АУСФЕРР» г. Магнитогорск, Россия

Для увеличения ударной вязкости и улучшения качества поверхности при производстве трубной стали применяется контролируемая низкотемпературная прокатка. Применение регулируемого междеформационного охлаждения позволяет приблизиться в чистовом блоке деформаций к режимам термомеханической обработки и двухфазной прокатки, которые существенно расширяют возможности стана в получении высоких потребительских свойств продукции [1-7].

Прокатка высокопрочных низколегированных сталей при низкой температуре металла сопряжена с высоким сопротивлением деформации и, следовательно, с высокими значениями давления металла на валки и крутящих моментов, воспринимаемыми прокатной клетью. Характеристики прокатной клетки толстолиствого стана 5000 позволяют прокатывать металл при высоких нагрузках.

Система АСУ ТП стана формирует два основных электронных документа, содержащих технологическую информацию о прокатке. Для контроля достоверности входящих в паспорта данных применялась информация, сохраняемая в базе данных уровня 1 системы АСУ ТП.

В работе проведены исследования энергосиловых параметров прокатки трубной стали на толстолистовом стане 5000 ПАО «ММК». Прокатка проводилась в две стадии; черновая прокатка за 6 проходов при температуре 1050-900° С и чистовая прокатка за 18-20 проходов при температуре ниже начала фазового превращения 900° С. Графики зависимости усилия прокатки и момента прокатки представлены на рисунках 1-2.

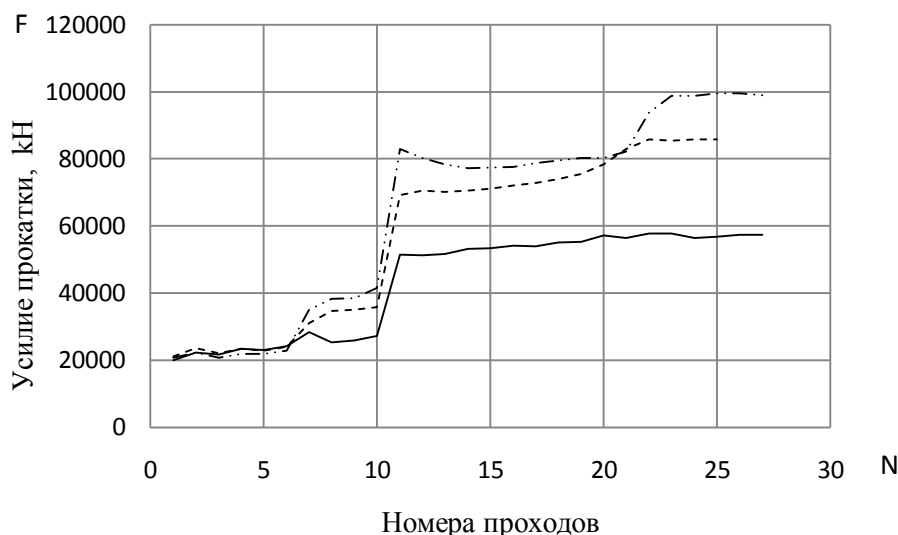


Рисунок 1 - Изменение усилия на валки F в процессе прокатки (--- T750, --- T800, □ T900 - температуры начала чистовой прокатки)

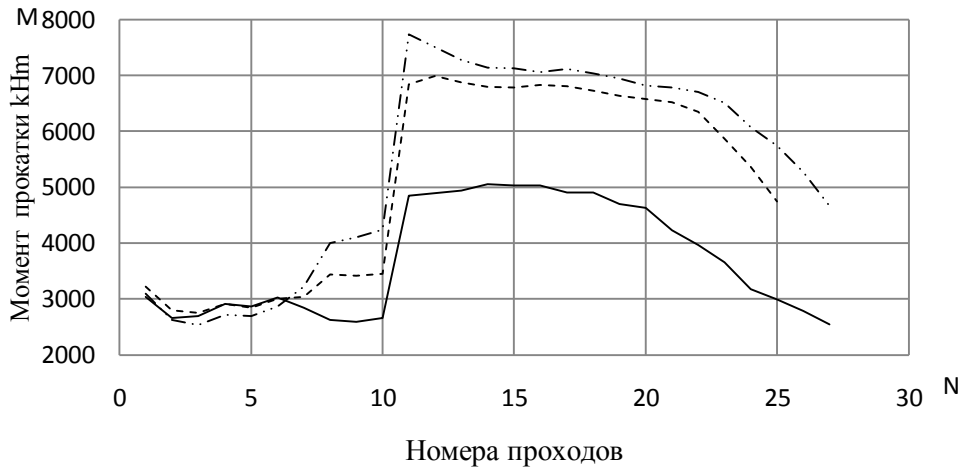


Рисунок 2 - Изменение момента двигателя в процессе прокатки (---- T750, --- T800, □ T900 - температуры начала чистой прокатки)

Из представленных результатов можно заключить, что при прокатке трубной стали на нижнем уровне интервала полиморфного превращения $T=750^{\circ}\text{C}$ усилие прокатки находится близко к предельному значению усилия прокатной клетки $P=120000\text{kN}$.

Проведено исследование по расчету коэффициента плеча равнодействующей сил нормального давления на валки ψ . При известных величинах усилия F и момента M в процессе прокатки коэффициент ψ определяется как:

$$\psi = \frac{M}{2F \cdot \sqrt{\Delta h \cdot R}},$$

где R – радиус рабочего вала (605 мм),

Δh - абсолютное обжатие, мм.

Результаты расчета представлены на рис. 3. При расчете не учтены потери энергии в линии привода и подшипниках рабочей клетки.

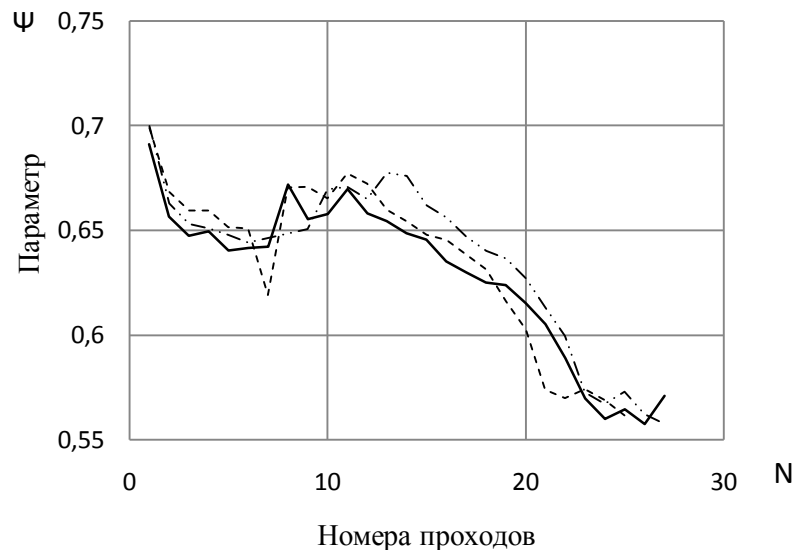


Рисунок 3 - Коэффициент плеча равнодействующей усилия прокатки (---- T750, --- T800, □ T900 - температуры начала чистой прокатки)

Из графика следует, что величины коэффициентов укладываются в достаточно узкий интервал 0,55-0,7, а при прокатке в интервале температур полиморфного превращения наблюдается тенденция к снижению коэффициента ψ .

Выводы

Проведены экспериментальные исследования ряда технологических параметров горячей прокатки трубной стали на толстолистовом стане 5000 ПАО «ММК». Прокатка слябов проводилась в двухфазной области на стадии полиморфного превращения в стали. Установлены закономерности изменения энергосиловых параметров с понижением температуры в пределах 900-750°.

Определены значения коэффициента плеча равнодействующей усилия прокатки и характер их распределения по проходам.

Список литературы

1. Платов, С.И. Исследование технологии ускоренного охлаждения катанки на проволочном стане / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков, О.С. Железков // Обработка сплошных и слоистых материалов. - 2016. - №2(45). - С. 45-48.
2. Гареев, А.Р. Анализ и экспериментальная верификация модели тепловыделения при фазовых превращениях / А.Р. Гареев, С.А. Муриков, С.И. Платов, В.Н. Урцев, А.В. Шмаков // Производство проката. - 2015. - №2. - С. 30-34.
3. Гареев, А.Р. Разработка математической модели тепловыделения при фазовых превращениях для промышленного применения / А.Р. Гареев, С.А. Муриков, С.И. Платов, В.Н. Урцев, А.В. Шмаков // Производство проката. - 2014. - №7. - С. 20-26.
4. Платов, С.И. Improving the controlled cooling after wire rod rolling in the finishing block of stands / С.И. Платов, Н.Н. Огарков, В.А. Некит // Materials Engineering and Technologies for Production and Processing II Editors: A.A. Radionov, G.G. Mikhailov, D.A. Vinnik. - 2016. - С. 620-624.
5. Платов, С.И. Улучшение температурного режима прокатных валков за счет совершенствования их охлаждения в процессе прокатки / С.И. Платов, В.А. Некит, Е.Ю. Звягина, Д.В. Терентьев // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. - 2017. - С. 247-250.
6. Платов, С.И. Математическое моделирование процесса охлаждения металла при прокатке на мелкосортном проволочном стане / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. - 2017. - С. 251-253.
7. Платов, С.И. Математическое моделирование процесса охлаждения металла при прокатке на мелкосортном проволочном стане / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков // Перспективные материалы и технологии Андреев В.А., Антанович А.А., Аплеснин С.С., Батулин А.А., Белоцерковский М.А., Викарчук А.А., Волков Г.А., Волюнец А.С., Вьюненко Ю.Н., Галин Р.Г., Галыго А.В., Гришков В.Н., Гутев А.П., Грызунов А.М., Грызунова Н.Н., Дема Р.Р., Джежора А.А., Живулько А.М., Жолнин А.Г., Звягина Е.Ю. и др. Монография. – Витебск. - 2017. - С. 295-310.

**МОДИФИКАЦИЯ ПОЛИМЕРНО-ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ
УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУКАМИ****Эгамов М.Х.***Горно-металлургический институт Таджикистана,**г. Чкаловск, Республика Таджикистан**e-mail: egamov62@mail.ru*

При эксплуатации электрооптических полимерно-жидкокристаллических (ЖК) ячеек, используемые в качестве переключатели лазерного излучения [1] или пространственно-временные модуляторы света с электрической или оптической адресацией [2], в основном применяют S (splay)- или T (torsion)-конфигурации, которые реализуют планарную ориентацию молекул ЖК-мезофазы на поверхности ориентирующей поверхности (расположение молекул ЖК вдоль поверхности подложки, т.е. $\theta=0^\circ$). Однако для ряда задач, где требуется изначальное поле при прохождении света через структуру, необходимо создание гомеотропной ориентации молекул на подложке (расположение молекул ЖК перпендикулярно поверхности подложки $\theta=90^\circ$) или косою (под определенным углом наклона директора $0 < \theta < 90^\circ$) ориентацией молекул ЖК.

Для получения планарной ориентации обычно используются ориентирующие покрытия, типа оксид церия (CeO), оксид кремния (SiO , SiO_2), оксид германия (GeO), или же натирание стеклянной поверхности хлопчатобумажной тканью [3]. В случае гомеотропной ориентации [4] используются поверхностно-активные вещества (ПАВ), такие как лецитин, цетилтриметиламмоний бромид (ЦТАБ) или плавленый кварц.

Важность определения типа ориентации вызвана тем, что энергия сцепления молекул ЖК с подложкой и условия ориентации значительно влияют на физические свойства ЖК-мезофазы и электрооптические характеристики устройств на ее основе. При рассмотрении плотности свободной поверхностной энергии F_s , тождественной межфазному поверхностному натяжению, связь между поверхностной энергией сцепления и геометрическим углом наклона ЖК к подложке определяется формулой

$$F_s = \frac{1}{2} W_s \cdot \sin^2 \theta$$

Поэтому в настоящей работе предложен другой способ гомеотропной ориентации молекул ЖК при бесконтактном методе создания рельефа на поверхности стеклянной подложки при напылении на последнюю углеродных нанотрубок (УНТ), которые дополнительно ориентировались электрическим полем. После нанесения нанотрубок ориентирующая поверхность обрабатывалась поверхностной электромагнитной волной. Источником для лазерного распыления УНТ и последующей обработкой, служил Ge-Ne лазер с поляризованным излучением на длине волны $\lambda=0,633$ мкм. Углеродные нанотрубки наносились на подложку при приложении поля напряженностью $100 \text{ В}\cdot\text{см}^{-1}$. Для контроля гомеотропной ориентации были собраны две сэндвич-ячейки с ЖК-мезофазой между двумя стеклянными поверхностями. Одна, измеряемая ячейка, представляла собой классическую нематическую ЖК-структуру, ориентирующие плоскости которой создавались методом натирания [4]. Для другой экспериментальной ячейки, обе ориентирующие поверхности обрабатывались с применением указанного выше способа на основе УНТ.

Для описания УНТ была выбрана модель идеального многогранника, что позволило не искривлять валентные углы. Каждая грань представляет собой хорду к описанной окружности, на которых расположены правильные шестиугольники с

атомами углерода в вершинах. Величина радиуса зависит от целого числа граней и определяется выражением

$$R_m = \frac{b}{2} \cdot \operatorname{tg} \beta$$

Величина $b=3 \cdot 1,42 A^0$ равна длине хорды, а $\beta = \frac{\pi}{2} \left(1 - \frac{2}{m}\right)$ - угол между радиусом окружности и хордой. Грани УНТ находится под углом

$$\alpha_k = \frac{2\pi}{m} (k-1)$$

Относительно начальной, а расположенный на k -й грани i -й атом УНТ имеет координату A_{ik} . В центре каждой грани лежат атомы A_{3k} , полярная координата которых имеет вид: $\left\{R_m, \frac{3}{2}\pi + \alpha_k\right\}$. Координаты атома A_{0k} определяется добавлением поправки к

координате атома A_{3k} в виде $\left\{\frac{3}{1}a, \alpha_k + 1\right\}$. Поправки для атомов A_{1k} и A_{2k} имеют вид:

$\left\{a, \alpha_k\right\}, \left\{\frac{1}{2}a, \alpha_k + \pi\right\}$ соответственно, где a -длина связи между атомами углерода, равная $1,42A^0$.

Приведенные расчеты показали, что для УНТ с параметрами (10,10) отклонение радиуса R_m R_0 составляет 1,3%, с параметрами (50,50) всего 0,2% , а для случаев, когда многогранник выражается в цилиндр, отклонение радиусов стремится к нулю.

Из физических соображений понятно, что диаметр УНТ не может меняться непрерывно и зависит от целого числа звеньев в поперечном сечении углеродной нанотрубки. Поэтому варьировать диаметр УНТ можно, изменяя значение m . Модель молекулы цианобифенила (5CB), как представитель жидкого кристалла, была построена по координатам атомов. При этом в расчетах группы СН были заменены модельными атомами, энергия взаимодействия которых достаточно хорошо описывает взаимодействия указанной группы.

Энергия взаимодействия представляется в виде суммы величин энергии взаимодействия между атомами молекулы цианобифенила и атомами УНТ, которая определяется потенциалом Леннард-Джонса:

$$E_{ij} = \frac{A}{R_{ij}^{12}} + \frac{B}{R_{ij}^6}$$

где A, B – эмпирические параметры; $A = -5,31 \cdot 10^6$ Дж·моль⁻¹·А^{0 6}; $B = 1,15 \cdot 10$ Дж·моль⁻¹·А^{0 12}; R_{ij} – расстояние между атомом УНТ (i) и атомом молекулы цианобифенила (j). Для величины R_{ij} в неподвижной системе координат были получены следующие выражения:

$$\begin{aligned} R_{ij}^2 = & (r_j \cdot \cos \theta_j + r_i \cdot \sin \theta_i \cdot \sin \varphi_i)^2 + \\ & + (r_j \cdot \sin \theta_j \cdot \cos \varphi_j - r_i \cdot \sin \theta_i \cdot \cos \varphi_i - a)^2 + \\ & + (r_j \cdot \sin \theta_j \cdot \sin \varphi_j + l \cdot b - r_i \cdot \cos \theta_i)^2 \end{aligned}$$

при $\theta=90^0$ и $\varphi=90^0$; здесь b -расстояние между молекулами одного слоя; a -расстояние между двумя модельными слоями; l -число молекул в слое.

Результаты расчета для зависимости энергии взаимодействия систем цианобифенил-поверхность УНТ типа (m,m) при различных диаметрах УНТ, начиная с (10,10) до (50,50) с шагом одно звено, показали, что молекула цианобифенила

располагается вдоль оси Z как в первом, так и во втором случае. При этом, когда молекула цианобифенила (5CB) находится в центре УНТ, с ростом диаметра УНТ энергия убывает по абсолютной величине до нуля. В случае, когда молекулы 5CB плотно прилегают к внутренней поверхности УНТ, энергия взаимодействия по абсолютной величине начинает уменьшаться и достигает минимума при диаметрах трубки во много раз. Следовательно, молекула 5CB энергетически выгодно при больших диаметрах УНТ плотно прилегать к стенкам, чем находиться в центре.

Полученные нами результаты хорошо согласуются с приведенными математическими расчетами [5] по определению энергии взаимодействия молекул алифатических углеводородов и мезогенов с поверхностью кристалла графита. В предельном случае, когда диаметр УНТ во много раз больше размеров плотно прилегающего цианобифенила, энергия взаимодействия стремится к энергии взаимодействия 5CB с поверхностью кристалла однослойного графена.

Литература

1. McEwen R.S. //J.Phys.E: Instrum. 1987, v.20, No4.-h.364-377
2. Васильев А.А., Касасент Д., Компанец И.Н., Парфенов А.В. Пространственные модуляторы света. М.: Радио и связь, 1987. – 320с.
3. Жаркова Г.М., Сонин А.С. Жидкокристаллические композиты. Новосибирск: Наука, 1994. – 214с.
4. Крахалев М.Н., Прищепа О.О., Зырянов В.Я., Лойко В.А., Шабанов А.В. Электроуправляемое поверхностное сцепление в композитных жидкокристаллических пленках.//Доклады БГУИР. 2008, №5(35). – с.138-140
5. Belyaev V.V. Physical Properties of Liquid Crystals: Nematics. Eds. D.A/ Dunmur, A. Fucuda, G.R. Luckhurst. London, IEE. 2000. – 414p.

**СТРУКТУРНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi,
ИНИЦИИРОВАННАЯ МЕХАНИЧЕСКИМИ ВИБРАЦИЯМИ**

**Беляев С.П.^{1,2}, Рубаник В.В.^{3,4}, Реснина Н.Н.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{3,4}, Касаткин И.В.¹,
Убийвовк Е.В.¹, Шеляков А.В.⁵**

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова НИЦ
"Курчатовский институт", Гатчина, Россия

³Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

⁴Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

⁵Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
E-mail: spbelyaev@mail.ru

Известно, что ультразвуковая обработка приводит к изменению свойств как кристаллических, так и аморфных сплавов. В кристаллических сплавах, механические вибрации влияют на механические свойства, фазовые переходы и т.д. В аморфных сплавах механические колебания могут приводить к структурной релаксации и частичной кристаллизации. Это может оказывать влияние на формирование зеренной структуры при последующей кристаллизации, а значит, определять и физические и механические свойства сплавов. В связи с этим, целью работы явилось изучение влияния низкочастотных и ультразвуковых колебаний на структуру аморфных сплавов $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. Механические вибрации низкой частоты 20 Гц и ультразвуковой частоты 20 кГц прикладывали к аморфным лентам толщиной 40 мкм. В экспериментах варьировали амплитуду колебаний и температуру воздействия. Ультразвуковое воздействие производили двумя способами: обработкой в ультразвуковой наковальне и озвучиванием образцов, свободно закрепленных в волноводе.

Результаты показали, что механические вибрации, приложенные к аморфным сплавам $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ вызывают структурную релаксацию и приводят к образованию кристаллических нанокластеров (областей с упорядоченным расположением атомов) в аморфной фазе, размеры и распределение которых зависит от состава сплава и параметров вибраций. В сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ кристаллические кластеры с размерами 3-5 нм образуются в случае, если к образцам приложены механические вибрации низкой частоты с большой амплитудой или ультразвуковые колебания. В сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ кристаллические нанокластеры образуются при низкочастотных и ультразвуковых вибрациях вне зависимости от амплитуды колебаний и их длительности. Увеличение температуры низкочастотных вибраций или их амплитуды увеличивает число и размеры кластеров. Установлено, что наличие нанокластеров приводит к уменьшению теплоты последующей кристаллизации.

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ
ПАРАМЕТРОВ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ
КОМПОЗИТОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВИБРАЦИОННЫХ НАГРУЗОК**

Р.В. Тучков, П.В. Тучков, А.В. Щемелинин, И.И. Анисимов
АО «ФНПЦ «Алтай», г. Бийск, Россия, zag22@ya.ru

При прочностном конструировании многослойных конструкций из высокоэнергетических наполненных полимерных материалов, эксплуатирующихся на подвижных носителях, возникают задачи прогнозирования их механического поведения при длительном воздействии виброударных нагрузок. Достоверность решения подобных задач определяется пониманием особенностей механического поведения наполненного полимера в условиях многоциклового периодической нагрузки. Ключевым элементом проблемы обеспечения прочностной работоспособности при эксплуатации указанных изделий является обоснованный выбор критериев разрушения полимерного материала, позволяющих учитывать сложный характер и многообразие одновременных и последовательно действующих эксплуатационных нагрузок.

В настоящем сообщении обсуждаются результаты исследования механического поведения высоконаполненного материала ($\psi \approx 80\%$) методами механики деформируемых сред. Актуальность и необходимость проведения подобных исследований в последнее время существенно возрастает в связи с появлением и активным использованием новых типов энергоемких многофракционных полимерных материалов. Основное внимание в настоящей работе акцентируется на исследовании кинетики накопления повреждений в наполненных полимерных системах при сложных режимах вибро-нагружения.

Экспериментальные исследования проводились на образцах-лопатках, которые, в режиме виброползучести ($\sigma(t) = \sigma_0 + \sigma_a \cdot \sin \omega t$), подвергались воздействию растягивающей ($\sigma(t) > 0$) синусоидальной нагрузки с частотой колебаний равной 10 Гц, генерируемой с помощью электродинамического вибростенда LDS V650 PA1000L. При прогнозировании параметров разрушения композитного материала анализировались возможности использования двух типов критериев длительной прочности: критерия Бейли и критерия Ильюшина [1].

При обработке результатов экспериментов было установлено следующее:

1) Критерий Бейли с высокой достоверностью (> 90%) позволяет прогнозировать время до разрушения образца в режиме монотонного непрерывного действия вибрационной нагрузки. При этом параметры длительной прочности в критерии Бейли определялись из статических испытаний ($\sigma(t) = \sigma_0 = const$, Рис. 1).

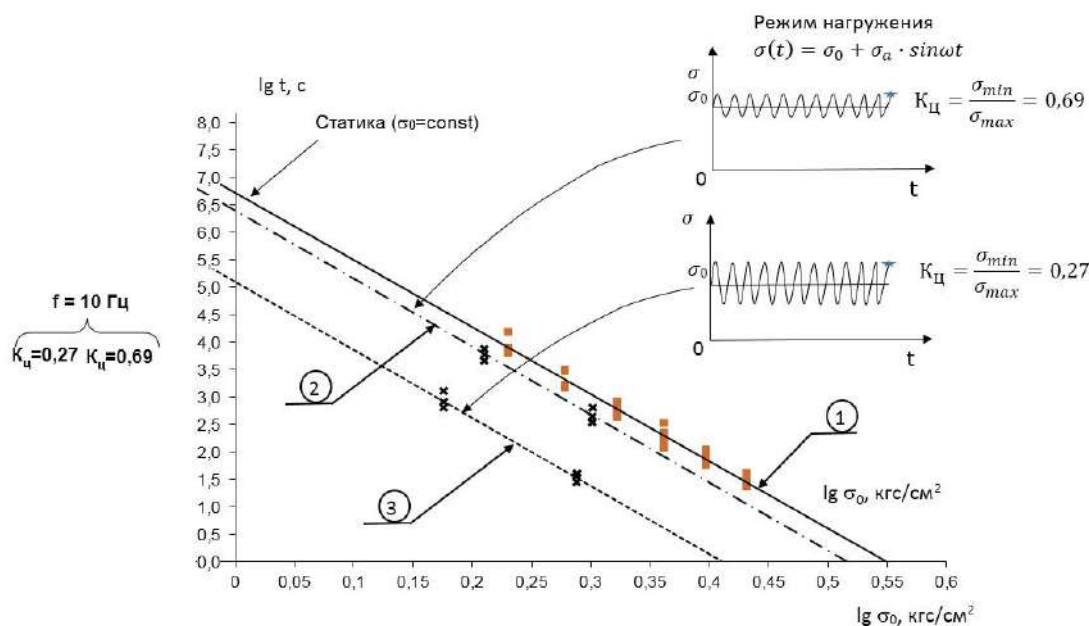


Рисунок 1 - Результаты экспериментального исследования и прогнозирования длительной прочности наполненного композита по критерию Бейли при использовании в режиме ползучести (1) и виброползучести (2), (3). Маркерами обозначены экспериментальные результаты разрушения исследуемых образцов

2) При использовании критерия Ильюшина достоверность прогнозирования времени до разрушения исследуемого композита ~30%. Данный критерий требует построения огибающей по максимальным значениям повреждаемости для определения её величины в момент разрушения образца (Рис.2).

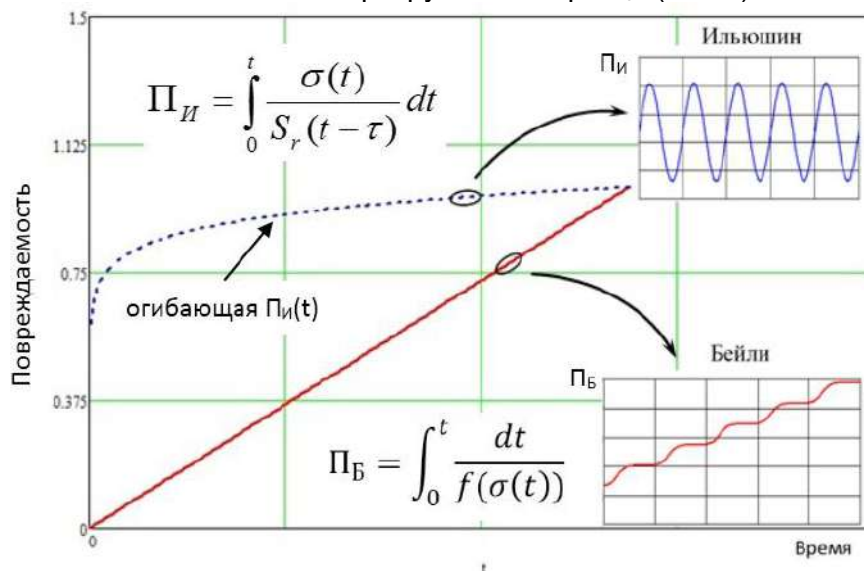


Рисунок 2 - Кинетика накопления повреждаемости по критериям Бейли (Π_B) и Ильюшина (Π_I) при испытании в режиме виброползучести ($\sigma(t) = \sigma_0 + \sigma_a \cdot \sin \omega t$)

С целью проверки применимости линейных критериев при немонотонных режимах вибро-нагрузений были проведены испытания образцов полимерного материала с полной или частичной разгрузкой (Рис.3). Установлено, что полная разгрузка образцов существенно увеличивает параметры длительной прочности исследуемого материала в режимах а) и б) относительно непрерывного режима виброползучести г). Однако, при частичной разгрузке образцов в режиме в), время до разрушения уменьшается (расчётное время t_2 по критерию составляет 5 мин.).

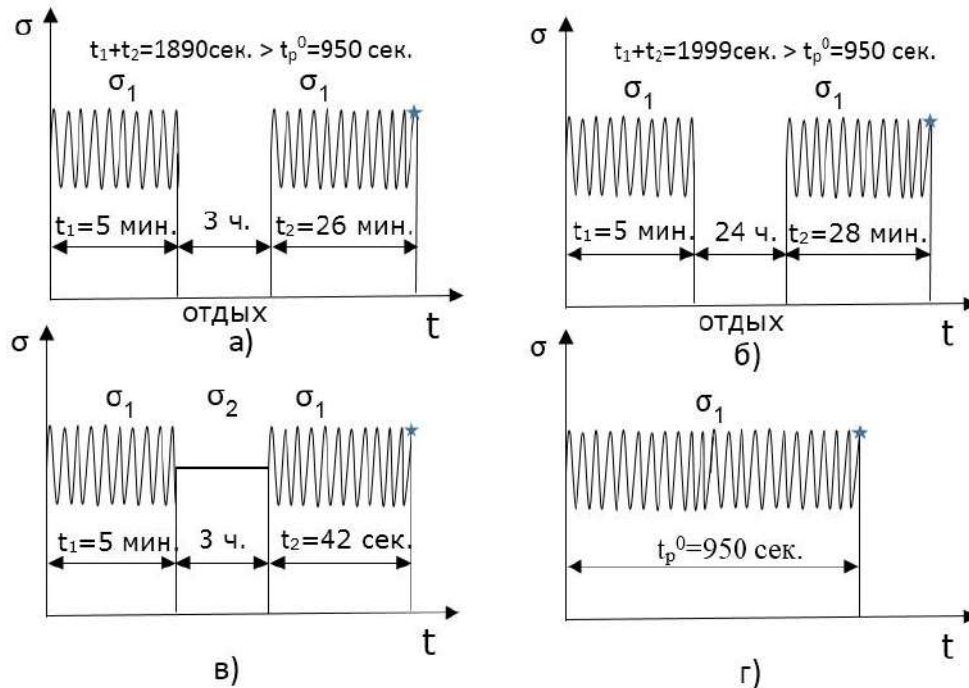


Рисунок 3 - Результаты испытаний исследуемых композитов в режимах вибро-нагружения: непрерывного (г), с полной (а, б) и частичной (в) разгрузкой

В результате расчётно-экспериментальных исследований установлено, что для относительно простых режимов нагружения (статическое приложение нагрузки или регулярные моночастотные вибрации) при прогнозировании долговременной прочности наполненных полимеров критерий Бейли подходит лучше с точностью в пределах 90-93%. Критерий Ильюшина предсказал разрушение по времени с точностью не выше 30%.

При определении величины накопленной повреждаемости в момент разрушения образцов критерии показали близкие к результатам лабораторных испытаний значения: Бейли – 1,09; Ильюшин – 1,098.

Таким образом было установлено, что для прогнозирования времени до разрушения наполненных полимеров в режимах монотонного вибронагружения с частотой порядка 10Гц можно использовать критерий Бейли.

Наличие частичной или полной разгрузки в процессе виброползучести высоконаполненных композитов (Рис.3) существенно влияет на ресурс прочностной работоспособности при последующем нагружении. Для прогнозирования длительной прочности в нестационарных режимах вибронагружения требуется корректировка линейных критериев Бейли и Ильюшина

Используемая литература:

1. Ильюшин А.А. Победра Б.Е., Основы математической теории термовязко-упругости. М.: Наука, 1970. – 281 с.

**РАЗРАБОТКА СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ
ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО НАПОЛНЕННОГО ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА**

Загородников Р.А., Анисимов И.И., Щемелинин А.В.
АО «ФНПЦ «Алтай», г. Бийск, Россия, zag22@ya.ru

В настоящее время применительно к решению задач создания и оптимизации механических характеристик изделий ракетно-космической техники (РКТ) активизировались разработки численных методов моделирования процессов деформирования и разрушения в структуре высокоэнергетических наполненных полимерных материалов [1] (ВНПМ). Основное внимание при этом ориентируется на сокращение объемов, длительности и стоимостных показателей многофакторных лабораторных экспериментов, в которых варьируются различные параметры структуры наполнителя с целью улучшения механических характеристик ВНПМ. Реальная структура ВНПМ (рисунок 1), состоящая из полимерной матрицы и мелкодисперсного наполнителя, заменяется расчетной моделью, которая должна адекватно отражать закономерности деформирования материала натурального изделия при воздействии различных силовых и температурных нагрузок.

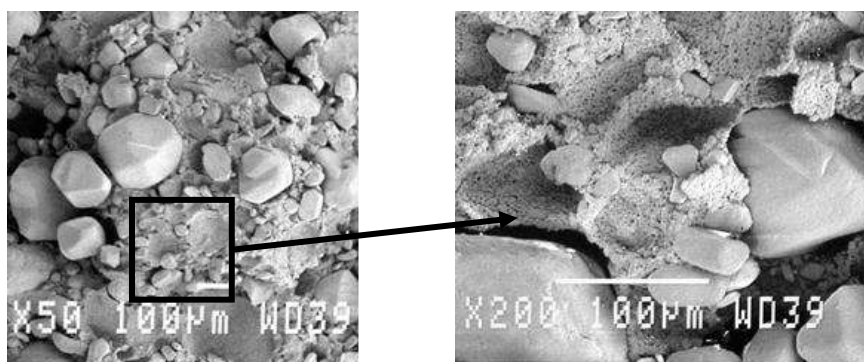


Рисунок 1 – Реальная структура ВНПМ (степень наполнения $\phi=75-85\%$)

Формирование расчетной модели – ключевой элемент технологии решения задачи оптимизации структуры и свойств ВНПМ. Современные подходы к моделированию структуры таких материалов в большинстве случаев базируются на использовании «плоских» моделей, в которых реализуются условия плоского деформированного или плоского напряженного состояния. Однако используемые в материалах изделий РКТ частицы наполнителя имеют пространственную (сферическую, эллиптическую, многогранную и т. п.) форму (рисунок 1). Моделирование структуры и напряженного состояния в объеме таких материалов предопределяет необходимость использования пространственных моделей, позволяющих отразить не только параметры и схему расположения наполнителя, но и особенности процессов взаимодействия частиц, скрепленных с полимерной матрицей (ПМ) [2].

К разрабатываемой модели предъявляются требования адекватности реальному ВНПМ по:

- концентрации, фракционности и форме наполнителя;
- условиям контакта на границе «наполнитель – ПМ» в процессе силового нагружения (деформирования) ВНПМ;
- жесткостным характеристикам наполнителя и ПМ;
- закономерностям развития объемных изменений ($\Delta V/V_0$) в процессе одноосного растяжения ВНПМ.

Механическое поведение ПМ (полимерной матрицы) моделировалось упругой моделью механического состояния, наполнитель принимался абсолютно жестким. Параметры упругой модели ПМ определялись экспериментально.

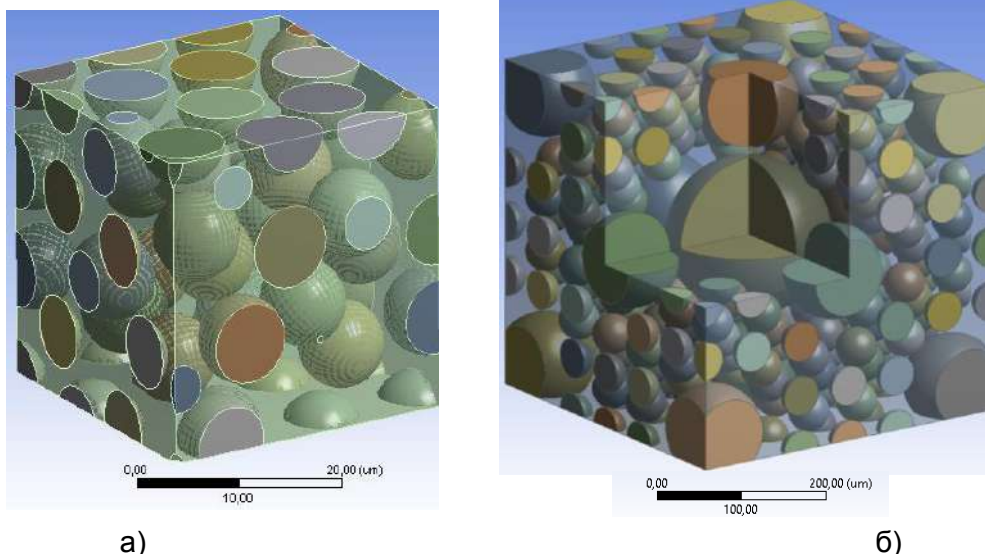


Рисунок 2 – Размерные уровни модели многофракционной структуры ВНПМ наполненного композита: а) I уровень ($\varphi=25-30\%$); б) II уровень ($\varphi=75-80\%$).

В соответствии с современными технологиями [3, 4], для реализации высокого уровня ($\varphi=75-80\%$) заполнения ПМ наполнителем предусматривалось использование двухуровневых расчетных схем.

Первый уровень (рисунок 2, а) модели ВНПМ – одна мелкозернистая (5 мкм) фракция частиц наполнителя, которые скреплены с ПМ, объемное наполнение 25-30%. Параметры механического состояния ПМ ($E_{св}^{(1)}$, $\mu_{св}^{(1)}$) адекватно отражают характеристики реальной ПМ.

По результатам расчета кривой растяжения $\sigma=f(\varepsilon)$ модели I уровня определяются параметры механического состояния модели ($E_{эф}^{(1)}$, $\mu_{эф}^{(1)}$), которые в дальнейшем используются в качестве характеристики связующего (ПМ) модели II уровня ($E_{пм}^{(II)} = E_{эф}^{(1)}$, $\mu_{пм}^{(II)} = \mu_{эф}^{(1)}$).

Второй уровень (рисунок 2, б) модели ВНПМ – три крупнозернистые фракции наполнителя, ($\varnothing 50, 120, 200$ мкм). Суммарное объемное наполнение двух уровней соответствует реальному ВНПМ ($\varphi=80\%$).

При расчете напряженного состояния в модели ВНПМ II уровня введено условие реализации отслоений наполнителя по достижении определенного уровня напряжений на границе «наполнитель-ПМ» во время деформирования (рисунок 3). Это позволило отразить экспериментально регистрируемые эффекты физической нелинейности исследуемого материала при деформировании.

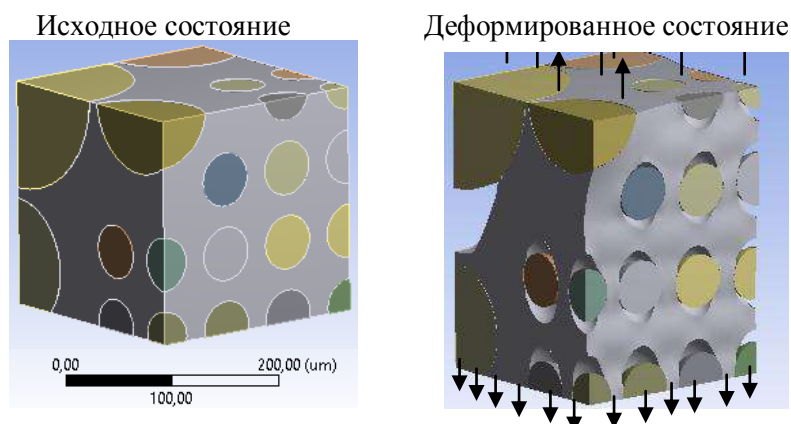


Рисунок 3 – Реализация отслоения наполнителя от связующего в структуре расчетной модели при растяжении

С целью верификации полученных результатов расчета была построена диаграмма деформирования $\sigma=f(\varepsilon)$ для реализованной модели, которая довольно хорошо сходится с экспериментальными данными (рисунок 4).

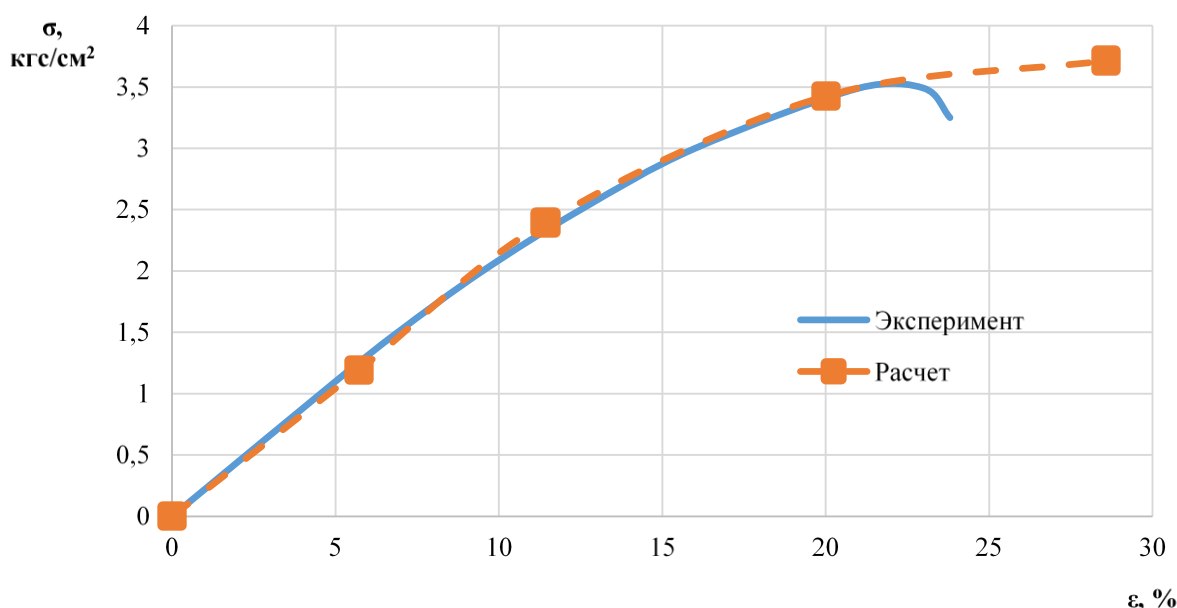


Рисунок 4 – Расчетная и экспериментальная диаграммы деформирования ВНПМ в режиме растяжения $\dot{\varepsilon}=10^{-3} \text{ с}^{-1}$

Выводы

- Сформулированы принципы построения расчетной модели материалов изделий РКТ, позволяющие оптимизировать параметры структурного состояния многофракционного наполнителя из условий моделирования механического поведения ВНПМ;
- Проведен трехмерный расчет модели серийно изготавливаемого ВНПМ. Полученные расчетные данные согласуются с экспериментом;
- Предложенная модель структуры ВНПМ позволяет выявить факторы структуры, оказывающие приоритетное влияние на механические характеристики наполненной композиции.

Литература

1. Banerjee B., Micromechanics-based prediction of thermoelastic properties of high energy materials // A dissertation submitted to the faculty of the University of Utah in partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy Department of Mechanical Engineering, The University of Utah, December 2002.
2. Жарков А. С., Анисимов И. И., Щемелинин А. В., Бочкарева С.А., Люкшин Б. А., Загородников Р. А. Исследование напряженно-деформированного состояния в структуре наполненного полимерного композита с использованием объемных моделей. // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2012.– №1.
3. Липанов А.М. Теоретические основы обработки твердых ракетных топлив. / Технич. редактор Е.Г. Вершинина. – Ижевск: Изд-во ин-та прикладной механики УрО РАН, 2003.
4. Компьютерное конструирование наполненных полимерных композиций/Б.А. Люкшин, С.В. Панин, С.А. Бочкарева, П.А. Люкшин и др. – Томск: Томск. гос. ун-т систем упр. и радиоэлектроники, 2007.

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРОЕНИЯ НЛЗ ИЗ СТАЛИ 65ГФ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЦЕЛЬНОКАТАНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС

Гриншпон А.С., Васенина Е.М., Седышев А.И., Павлова Н.В., Метлицкая М.К.
АО «Выксунский металлургический завод», ул. Бр. Баташевых, 45, г. Выкса,
Нижегородская обл., Россия, 607060
email: sedyshev_ai@vsw.ru

Исходя из мирового опыта, следует, что при замене слитка на НЛЗ требует внесения изменений весь технологический процесс производства, начиная с производства стали и заканчивая корректировками всех технологических операций непосредственно производства колёс.

На начальном этапе производства колёс из НЛЗ специалисты предприятия столкнулись с нестабильностью получаемых физико-механических, а также увеличения доли колёс с минимальными уровнем механических свойств, что в совокупности приводило к повышенному риску получения неудовлетворительных результатов испытаний. Необходимо было провести полное исследование металла на всех переделах колёсопрокатного производства.

Материалом для исследования послужили образцы, изготовленные из слитка сифонной разливки собственного производства Ø470 мм и непрерывнолитой заготовки производства АО «Уральская Сталь» Ø455 мм из стали 65 Г, а также образцы изготовленных из них колёс, отобранные на различных переделах колёсопрокатного производства.

В процессе работы проведено исследование особенностей формирования дендритной структуры, сформированной в процессе охлаждения микроструктуры по сечению слитка сифонной разливки собственного производства Ø470 мм и непрерывнолитой заготовки производства АО «Уральская Сталь» Ø455 мм из стали 65Г, загрязнённости неметаллическими включениями, ликвации и распределения химических элементов по их сечению. Определено влияние особенностей строения слитка и НЛЗ на процессы, протекающие в металле, и изменения структуры, оказывающие влияние на физико-механические свойства на всех переделах колёсопрокатного производства.

Проведенные исследования производства железнодорожных колёс из стали 65Г НЛЗ производства АО «Уральская Сталь» помогли определить основные причины получения более низких и нестабильных механических свойств на колёсах из стали НЛЗ, к которым относятся:

- Высокая химическая неоднородность по химическому составу, как по сечению, так и по длине заготовки;
- В металле колёс из НЛЗ отмечено более грубодисперсное строение перлита, которое прослеживается после всех переделов производства колёс;
- наличие микропор в металле колёс НЛЗ.

В связи с этим основной задачей, при производстве колёс из НЛЗ, является повышение прочностных свойств ободной части колёс, которое может быть достигнуто двумя путями.

Во-первых, введением в состав стали дополнительных легирующих элементов. Легирование приводит не только к твердо-растворному упрочнению, но и повышает температуру образования аустенита при нагреве. Карбидообразующие элементы, способствуют повышению прочности стали за счет дисперсионного упрочнения и измельчения зерна. На других предприятиях данная проблема решается за счёт

дополнительного легирования стали такими V, Cr, Ni, Mo, что приводит к значительным расходам и существенному повышению себестоимости.

Во-вторых, если оставлять используемый химический состав без дополнительного легирования, то твердость можно повысить путем диспергирования перлитной структуры, прежде всего уменьшением межпластиночного расстояния. Таким образом, если наличие микропор является выявленной особенностью строения непрерывнолитого металла, то дисперсностью перлитной составляющей можно попытаться управлять.

Как показали проведённые исследования разработанные режимы термического упрочнения для колёс, изготавливаемых из стали собственного производства, не обеспечивают необходимую, для получения более высоких и стабильных прочностных свойств металла, скорость охлаждения металла обода колеса в процессе прерывистой закалки. Перед специалистами предприятия встала задача по оптимизации режимов охлаждения колёс в процессе их термического упрочнения, с целью повышения скорости охлаждения. Основная трудность, при решении поставленной задачи, заключалась в том, чтобы при увеличении интенсивности охлаждения, получение в ободке однородной перлитной структуры по сечению обода колеса, несмотря на химическую неоднородность. На начальном этапе производства колёс из НЛЗ увеличение интенсивности охлаждения в процессе прерывистой закалки для повышения дисперсности структуры и повышения прочностных характеристик приводило к образованию с поверхности катания структур образующихся по сдвиговому и диффузионно-сдвиговому механизму. На основании проводимых ранее исследований был установлен оптимальный диапазон скоростей охлаждения для исключения образования структур мартенсита и бейнита с поверхности катания, и скорректирована технология термического упрочнения колёс из НЛЗ для получения более высоких и стабильных прочностных свойств железнодорожных колёс, при отсутствии дополнительного легирования стали.

В результате проведённых исследований определены особенности металла НЛЗ, влияющие на структурообразование в технологической цепочке производства и окончательные механические свойства железнодорожных колёс. Разработаны режимы и алгоритмы охлаждения колёс при закалке, позволяющие повысить уровень прочностных свойств и полностью перлитную структуру в ободьях колёс без дополнительного легирования стали и повышения себестоимости. Оптимизированы время закалки и отпуска для стабильного получения высоких физико-механических свойств железнодорожных колёс производства АО «ВМЗ».

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛИТОЙ
ЗАГОТОВКИ В СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ
ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС НА УРОВЕНЬ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ**

Романенко В.П., Севастьянов А.А., Фомин А.В., Севастьянов А.А.

АО «Выксунский металлургический завод», г. Выкса, Россия;

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия;

e-mail: SEVASTJANOV_AA@vsw.ru

Железнодорожные колеса являются одним из основных и наиболее нагруженных элементов ходовой части подвижного состава, непосредственно взаимодействующих с путём, к которым предъявляются повышенные требования по эксплуатационной надёжности и ресурсу работоспособности. Развитие тяжеловесного и скоростного движения подвижного состава, а в целом непрерывное совершенствование всего железнодорожного транспорта, обуславливают необходимость постоянного повышения качества, эксплуатационных характеристик и ресурса работоспособности железнодорожных колёс.

Повышение обозначенных характеристик колёс возможно осуществить за счет улучшения качества исходной заготовки путём предварительной проработки литой структуры металла методами обработки металлов давлением. Обработкой металлов давлением возможно создание не только необходимой формы и геометрических размеров изделия, но и формирование благоприятной макро- и микроструктуры металла, обеспечивающей повышение его служебных свойств и эксплуатационной надёжности. При этом формирование структуры может быть осуществлено с учётом развития напряжений, возникающих при эксплуатации в готовом изделии, что позволяет существенно повысить ресурс его работоспособности [1, 2].

Одним из наиболее эффективных и перспективных методов, обеспечивающих существенную проработку литой структуры металла, является метод винтовой прокатки. Основной деформационный эффект проработки структуры металла достигается за счёт развития макросдвиговых процессов в обжимаемой заготовке при деформации. Эффективность проработки структуры металла зависит от интенсивности развития сдвиговых процессов при деформации. По этому показателю винтовая прокатка является наиболее эффективным способом обработки металлов давлением, причём в зависимости от режимов обжатия позволяет достичь различных результатов деформационного воздействия.

Многочисленными экспериментальными работами показано, что за счёт значительных макросдвиговых процессов в очаге деформации стана винтовой прокатки достигается проработка структуры металла даже при малых обжатиях [3]. При этом прорабатывается структура металла, как в центральной части исходной литой заготовки, так и в её периферийной зоне.

Экспериментальные исследования, проведенные в лабораторных условиях на модельных образцах колёсной стали, показали высокую эффективность применения винтовой прошивки в формировании механических свойств с обеспечением существенного повышения пластических свойств и ударной вязкости стали [4-6].

По результатам выполненных экспериментальных исследований осуществлено апробирование технологического процесса производства железнодорожных колёс диаметром 957 мм с использованием полых заготовок, полученных из толстостенных гильз. Для изготовления гильз использовались слитки сифонной разливки диаметром 474 мм колёсной стали марки Т по ГОСТ 10791.

Толстостенные гильзы получены прошивкой слитков на прошивном стане винтовой прокатки ЗАО «ЧТПЗ» при следующих технологических режимах и настроечных параметрах стана: расстояние между валками в пережиме 430 мм; выдвижение оправки за пережим валков 120 мм; обжатие в пережиме валков 9 %; угол подачи 5°; диаметр оправки 160 мм. Температура нагрева слитков перед прошивкой их в гильзы составляла 1220-1240 °С. Часть прошитых гильз дополнительно прокатывалась на стане винтовой прокатки без оправки.

Производство опытной партии железнодорожных колёс диаметром 957 мм из полых заготовок, а также из сплошных заготовок, полученных из исходных слитков одной плавки, осуществлялось на производственной линии АО «ВМЗ» по единой технологии, принятой для производства колёс из сплошной заготовки.

Изготовленные колёса опытной партии прошли полный производственный цикл, включая термическое и дробемётное упрочнение по единым режимам, а также контроль их качественного состояния на различных переделах.

По механическим свойствам колёса опытной партии, изготовленные из полых заготовок, полностью соответствуют требованиям ГОСТ 10791. Установлено положительное воздействие деформационной обработки слитка на повышение пластических свойств стали. По сравнению с колёсами текущего производства из сплошных заготовок колёса, изготовленные из полых, предварительно деформированных заготовок, обладают более высокими пластическими свойствами по следующим показателям: для обода по относительному удлинению на 8,6 %, по относительному сужению на 17,5 %; для диска по относительному удлинению на 9,5 %, по относительному сужению на 11,6 %. По прочностным характеристикам колёса опытной партии, изготовленные из полых заготовок, хоть и незначительно, но также превышают по этим показателям колёса, изготовленные из сплошной заготовки.

Также колёса опытной партии характеризуются более высокими значениями ударной вязкости при всех температурных условиях испытаний, как при положительной температуре (KCU^{+20}), так и при отрицательной (KCU^{-60}). По сопротивлению ударным нагрузкам при комнатной температуре (KCU^{+20}) колёса опытной партии превосходили колёса текущего производства в среднем на 14,2 % по металлу обода и на 11,3 % по металлу диска. Наиболее высокие показатели механических характеристик по ударной вязкости стали колёс, изготовленных из полых заготовок, выявлены при отрицательных температурах (KCU^{-60}). В этих условиях ударная вязкость металла диска опытных колёс более чем в 2 раза превосходила соответствующие значения для металла диска колёс текущего производства из сплошной заготовки.

По результатам механических испытаний опытных колёс установлено, что дополнительная обкатка не обеспечивает значительного повышения механических свойств железнодорожных колёс.

Результаты механических испытаний готовой продукции свидетельствуют, что деформационное воздействие на литой металл исходной заготовки заметно повышает механические свойства металла колёс. Использование деформированной заготовки для производства способствует, в первую очередь, росту пластических свойств металла, от которых, учитывая условия эксплуатации подвижного состава, напрямую зависит надёжность и долговечность работы железнодорожных колёс. Помимо улучшения пластических свойств винтовая прокатка за счёт доминирующего развития сдвигового смещения металла в тангенциальном направлении формирует в деформированной заготовке макроструктуру, ориентация волокон которой по отношению к действующим эксплуатационным нагрузкам будет наиболее стойка к

сколу и износу беговой дорожки колеса. По результатам выполненных исследований можно сделать вывод, что винтовая прокатка придает деформированной заготовке комплекс свойств, обеспечивающий в дальнейшем лучшую приспособляемость изготовленного изделия к эксплуатационным условиям железнодорожного транспорта, чем собственно и будет достигаться повышенный ресурс работоспособности колеса.

Наряду с повышением эксплуатационных характеристик железнодорожных колёс, перспективность технологии по использованию деформированной заготовки связана с возможностью снижения энергических затрат колёсопрокатного производства. При использовании полых заготовок соответственно по причине наличия внутренней полости, сокращается необходимое время их нагрева под деформирование. Сокращение энергозатрат также достигается вследствие снижения усилий деформирования за счет двустороннего истечения металла при операциях свободной осадки полый заготовки, последующей её осадки и разгонки в технологическом кольце.

Применение для производства колёс полый заготовки позволит снизить расходный коэффициент металла за счёт сокращения потерь металла в отходы при порезке исходной заготовки (гильзы) на части, а также существенно увеличить производительность данного передела.

Таким образом, технология производства колес, основанная на использовании полый заготовки, является ресурсо- и энергосберегающей, способствует снижению производственных издержек и повышению потребительских свойств готовой продукции. Разработанная технология адаптирована для использования на действующих технологических линиях по производству железнодорожных колёс, а также для изготовления изделий типа дисков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тюрин В.А. Теория и процессыковки слитков на прессах. – М.: Машиностроение, 1979. – 240 с.
2. Микляев П.Г., Фридман Я.Б. Анизотропия механических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
3. Галкин С.П., Харитонов Е.А., Романенко В.П. Радиально-сдвиговая прокатка новый высокоэффективный способ обработки металлов давлением. Прогрессивные технологии ОМД. Уч.-метод. пособие. – М.: ИРИАС, 2009. – 600 с.
4. Романенко В.П., Фомин А. В., Бегнарский В.В. и др. Деформационное воздействие винтовой прокатки на литую колесную заготовку // *Металлург*. 2012. № 10. С. 51-56.
5. Романенко В.П., Фомин А. В., Никулин А.Н. и др. Механические свойства колесной стали, деформированной сочетанием винтовой прошивки и свободной осадки // *Производство проката*. № 4. 2013. С. 18-22.
6. Романенко В.П., Фомин А.В., Никулин А.Н. Влияние предварительной деформации литой заготовки на служебные свойства колёсной заготовки // *Металлург*. 2013. №4. С. 63-68.

ПРИМЕНЕНИЕ ЦИФРОВЫХ МЕТОДОВ ПРИ ОПИСАНИИ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ

Кудря А.В., Соколовская Э.А.
НИТУ «МИСис», Москва, РФ
AVKudrya@misis.ru

Неоднородность структур – основная причина разброса качества конструкционных материалов. Отсюда важен прогноз свойств такой структуры на основе описания механизмов разрушения ее составляющих. В связи с этим развиваются методы оценки неоднородности разномасштабных структур и их разрушения.

Статистический характер изображений структур, особенности их отражения в строении изломов, априори предполагает совместное их рассмотрение в масштабах образца (изделия) с целью получения статистических оценок. Цифровизация обработки изображений в материаловедении – это не только получение иных масштабов полей зрения, но и использование иных подходов к их обработке. Если существующие подходы к оценке структур и изломов основаны на сравнении с эталоном (картинкой) или их словесном описании, то в рамках их цифрового представления возможно получение принципиально иной информации о морфологии объекта. Это и более высокие требования к функционированию оптико-цифрового тракта (микроскоп – цифровая камера – компьютер), где актуальным становится метрологическое обеспечение измерений, включающее в себя решение вопросов, связанных с оценкой роли различных факторов на «качество» обрабатываемых изображений (от условий режима травления до обоснования принципов удаления шумов различной природы). В частности, сопоставимость и воспроизводимость результатов достигается лишь при едином алгоритме и параметрах настройки для распознавания границы элементов структуры. Получение цифровой модели связано с выбором корректных алгоритмов бинаризации первичного изображения (выбор порогового значения интенсивности, переводящего изображение в черно-белое вида "0-1", где "0" – соответствует темным точкам, с интенсивностью ниже границы контраста, а "1" – светлым участкам) или мультиризации. Это даёт возможность однозначно «очертить» границы отдельных структурных составляющих, например, неметаллических включений, ямок на 2D-изображении излома [1].

При построении 3D-модели излома точность преобразования стереопары в карту рельефа методами стереофотограмметрии зависит от степени надежности предварительного визуального опознавания и выделения на обеих снимках достаточного числа достоверно совпадающих точек. Для сопоставления 3D-моделей, полученных на различных полях зрения (изломах) полезно использование эталон-объектов известной геометрии (соизмеримых с масштабами элементов излома) [2].

Возможность получения больших массивов данных (Big Data) результатов измерений открывает перспективы применения недоступных ранее (в т.ч. из-за трудоемкости обработки) алгоритмов обработки. Например, после бинаризации 2D-изображений панорам вязких изломов и их разбиения на полиэдры Вороного [3] можно построить, в частности, гистограммы распределения площадей полиэдров, числа их соседей и расстояний ямок от ближайших соседей, отражающие неоднородность размещения ямок (скученность), что позволяет оценить различия в зарождении вязкого разрушения.

В настоящее время цифровая фотосъемка общедоступна, а для обработки измерений элементов структур существуют обширные пакеты быстродействующих программ, таких как Image Expert Pro [4]. Но для того, чтобы оценить значимость

найденных различий и принять решение, всю статистику измерений в конце необходимо свернуть в несколько чисел: параметры распределения, их ошибки воспроизводимости, показатель согласия с моделью.

Важную роль при этом играет корректный выбор статистики измерений с учетом природы анализируемого объекта. Показано, в частности, что при наблюдении закономерностей формирования дендритного рисунка в улучшаемой стали, различных микроструктур в сталях и сплавах размер кадра, начиная с которого обеспечивается воспроизводимость характеристик геометрии структуры, может превышать габариты стандартного образца для ударных испытаний. С одной стороны это означает, что при меньшей площади анализируемого кадра возможны случайные флуктуации числовых значений характеристик структуры, с другой – объясняет причину разброса значений тех же значений ударной вязкости для различных образцов однородной продукции.

Схожая картина наблюдается и при измерении геометрии изломов, когда на разных масштабных уровнях наблюдения, есть свой минимальный объём первичных данных, который даёт воспроизводимые значения параметров изломов.

Следует достаточно осторожно подходить к традиционному использованию средних значений характеристик параметров геометрии изображений для оценки различий морфологии разномасштабных структур и изломов. Как правило, здесь велика доля мелких элементов и если характер распределения, например, неметаллических включений по размерам имеет асимметричный характер, то в подобных случаях для сравнения различных выборок результатов измерения предпочтительнее использовать критерии непараметрической статистики.

В целом, использование цифровых методов в материаловедении, обеспечивая возможность быстрого накопления представительного объема результатов измерения геометрии структур и изломов, позволяет решить ключевую задачу - предсказать свойства неоднородной структуры из описания ее микроскопических составляющих и строения изломов. Эффективность такого подхода была апробирована, в частности, при оценке причин различий в ударной вязкости номинально однотипных вязких изломов конструкционных сталей различного состава и сортамента [3], конструировании оптимальной конфигурации структур твердых сплавов на железной основе для рабочих органов почвообрабатывающих машин с целью повышения их сопротивляемости преждевременному разрушению [5].

Список использованной литературы

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш. и др. // Изв. Вузов. Черная металлургия. 2009. №5. С.41-44.
2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 1. С. 38-44.
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А. и др. // МиТОМ. 2015. № 4. С. 12-18.
4. Крупин Ю.А., Сухова В.Г. Компьютерная металлография.–М.: Изд. Дом МИСиС, 2009.
5. Мельниченко А.С., Кудря А.В., Ахмедова Т.Ш., Соколовская Э.А. // Металлург. 2017. № 12.

**МАСШТАБЫ НЕОДНОРОДНОСТИ РАЗНОРОДНЫХ СТРУКТУР В КРУПНЫХ
ПОКОВКАХ ИЗ УЛУЧШАЕМОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**

Нго Нгок Ха, Кайкибаева А.С., Соколовская Э.А., Кудря А.В.

НИТУ «МИСус», г. Москва, РФ

AVKudrya@misis.ru

Для понимания механизма последовательной, в рамках технологической наследственности, эволюции структур и дефектов необходимы объективные способы их измерения, алгоритмы описания стохастических структур, знание законов распределения характеристик их элементов в различных масштабах. В этой связи, целью настоящей работы явилось развитие методов прямого наблюдения и измерения разномасштабных структур в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХНЗМФА, выявление взаимосвязи их строения и оценка их влияния на разброс свойств.

В качестве объектов исследования были использованы изображения дендритного рисунка, серного отпечатка (по Бауману), микроструктуры и изломов в масштабах образцов и изделий трех крупных поковок кубической формы из улучшаемой стали типа 38ХНЗМФА. При удовлетворительных показателях механических свойств для всех поковок, по их сечению наблюдался значительный разброс вязкости и пластичности. Прежде всего, он мог быть вызван неоднородностью рисунка сохранившейся дендритной структуры и дальними последствиями ликвации (неравномерность размещения неметаллических включений и различия в устойчивости аустенита в осях и межосьях, ведущие к появлению разнородных структур). Масштабы дендритного рисунка и различия вязкости могут иметь различную природу. С увеличением толщины осей дендритов, становится больше степень ликвации и, соответственно, степень неоднородности конечных структур. Чем длиннее оси дендритов (а с ними и межосные промежутки), тем легче путь трещины по полоскам «плохой» структуры. Конфигурация дендритного «скелета» наряду с размерами определяет и размещение неметаллических включений (НВ), скопления и «пустыри» которых, лимитируют различия в условиях зарождения и протекания вязкого разрушения [1,2]

В работе были измерены и сопоставлены изображения макро- и микроструктур, серных отпечатков (по Бауману), в масштабах изделий, а также апробирована техника последовательного получения изображений: неметаллических включений на металлографическом шлифе, серного отпечатка по Бауману, микро- и дендритной структур в одной и той же плоскости шлифа, параллельной плоскости излома образца на растяжение.

На изображениях дендритной структуры поковок наблюдалось три зоны, отличающихся своим строением: периферийная, где оси столбчатой структуры примерно перпендикулярны поверхности поковки; промежуточная, с мелкодисперсной смесью дендритов; центральная, с грубыми, разно ориентированными дендритами. Эта неоднородность рисунка дендритов получила свое отражение в строении серного отпечатка. Это, в частности, подтверждает статистика полиэдров Вороного, построенных на фрагментах площадью 100 мм² (в масштабах образца), которые были вырезаны в диагональных направлениях поковки.

Оценка неоднородности размеров, кучности, плотности пятен (на серии кадров, площадью 100 мм², вырезанных по сечению поковок) в горизонтальном, вертикальном и диагональном направлениях показала, в частности, что их значения, как правило, уменьшаются от центра к краю поковки.

Для выделения областей скопления серы (тёмных пятен на серном отпечатке) проводили последовательные процедуры «дилатация – эрозия» (рис. 1). Контуры соединенных пятен после проведения последовательных процедур «дилатация-эрозия» соответствовали зонам с маленькими площадями полиэдров Вороного - областям с повышенной кучностью темных пятен серного отпечатка, это позволяет наглядно показать области скопления серы.

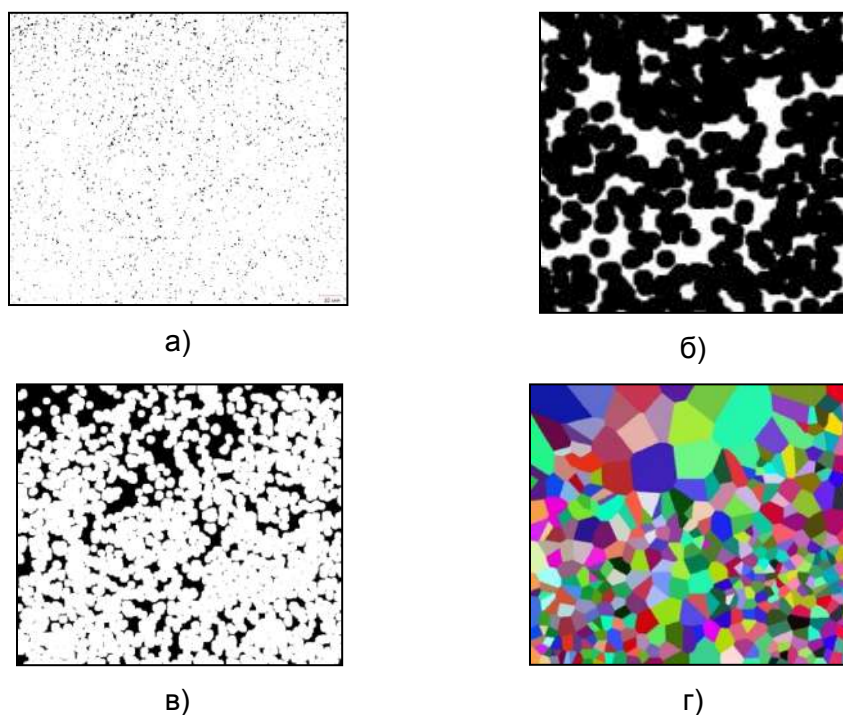


Рисунок 1 - Изображение серного отпечатка (а) после проведения последовательных процедур «дилатация (б) – эрозия (в)» и построения полиэдров Вороного (г)

Дендритная ликвация и неоднородность температурных полей поковки (по сечению) при ее охлаждении формируют неоднородную микроструктуру в поковке (дальние последствия ликвации). Действительно, в микроструктуре поковок обнаружены ферритные поля “белые пятна” поперечником от 20 до 140 мкм (рис. 2).

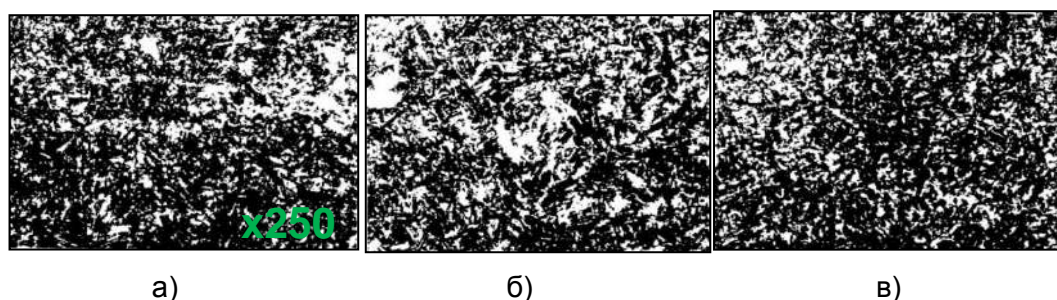


Рисунок 2 - Типичная микроструктура поковки в центральной (а), промежуточной (б) и периферийной зонах (в) поковок

Показано что, зависимость ударной вязкости от средней площади светлой составляющей в микроструктуре имеет линейный характер (коэффициент корреляции $>0,93$). Отсюда очевидно, что дальние последствия ликвации в поковках из стали 38ХНЗМФА (наличие ферритных полей в микроструктуре и неравномерное размещение сульфидов) – причина большого разброса вязкости по сечению поковок.

Последовательная дилатация бинаризованного изображения дала конфигурацию, повторяющую рисунок дендритов [2]. Дилатирование серного отпечатка также прямо указало места расположения пятен – междуветвия дендритов, а последовательное сопоставление изображений разномасштабных структур на одном и том же поле зрения – места локализации ферритных полей. Это указывает на единую, ликвационную, природу формирования неоднородных структур поковок из улучшаемой стали 38ХНЗМФА в различных масштабах наблюдения.

Таким образом, прямые измерения разнородных структур позволили установить их взаимосвязь. Это означает, в частности, что масштаб неоднородности первичных структур определяет их эволюцию в ходе последующего технологического процесса (технологическая наследственность). Сопоставление неоднородности изображений структур и изломов на разных масштабных уровнях наблюдения оказалось полезным также для реконструкции сценариев развития событий при разрушении разнородных структур. В целом, полученные результаты показали эффективность применения современных алгоритмов обработки изображений структур для определения причин разброса качества металла с развитой структурной неоднородностью.

Список использованной литературы

1. Сталь на рубеже столетий / Под ред. Ю.С. Карабасова. М.: МИСиС. 2001. С. 445-543.

2 Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Известия РАН. Серия "Физическая". 2004. Т. 68. № 10. С. 1495.

**ПРОГНОЗ РИСКА РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В УПРОЧНЯЮЩИХ
НАПЛАВКАХ ПО MORFOЛОГИИ ИХ СТРУКТУРЫ**

Мельниченко А.С., Ахмедова Т.Ш., Соколовская Э.А., Кудря А.В.
НИТУ «МИСус», г. Москва, РФ
tanya060592@gmail.com

Для прогноза риска преждевременного разрушения наплавки из твердых сплавов при эксплуатации полезны результаты оценки влияния геометрии неоднородных структур на процессы деформации и разрушение [1]. Однако для этого необходимо накопление представительного массива статистических данных результатов измерения структур и поверхности их разрушения с использованием компьютеризованных процедур [2 – 4]. В данной работе подобный подход использовался для определения требований к геометрическому строению структур твердых сплавов, используемых в качестве покрытий на рабочих органах почвообрабатывающих машин, обеспечивающих снижение риска их преждевременного разрушения.

В качестве объектов исследования использовались покрытия порошковых твердых сплавов типа ПГ-ФБХ-6-2, ПР-Х30СРНДЮ, ПР-Х4ГСР и ПГ-ФБХ-2(68%)+WC(30%)+Al(2%), полученных плазменно-дуговым способом, далее сплавы 1, 2, 3 и 4 соответственно. Изображения структур были получены на световом микроскопе Axio Observer D1m Carl Zeiss в диапазоне увеличений: $\times 50$ – $\times 1000$, изломов – сканирующем электронном микроскопе VEGA 3 SBH производства TESCAN.

В норме типичная структура износостойких наплавки представляет собой частицы твердой фазы, например, карбиды, окруженные относительно мягкой матрицей (рис. 1). При случайном распределении частиц одним из вероятных процессов износа наплавки при их силовом контакте с почвой является многократное пластическое деформирование одних и тех же объемов металла абразивными частицами почвы. В этих объемах в результате наклепа, локально достигается предел прочности матрицы, после чего начинается ее разрушение.

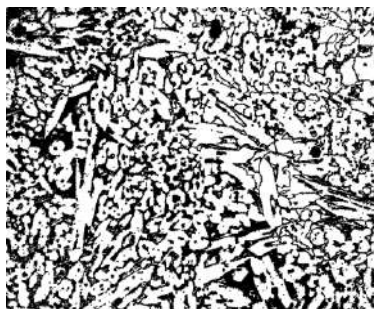


Рисунок 1 - Структура бинаризованного изображения износостойкой наплавки со случайным распределением карбидов (светлые объекты) в относительно мягкой матрице

Увеличение доли карбидной фазы повышает износостойкость, однако при существенном увеличении их количества карбиды могут выкрашиваться из-за разрушения прослоек матрицы, достигших предела прочности. В таком случае сопротивляемость твердого сплава разрушению и его износостойкость будут также определяться кооперативным влиянием размеров упрочняющих частиц и межчастичным расстоянием между ними (и характером его распределения).

В работе предложен метод оценки критической степени локальной деформации, после которой начинается разрушение износостойкой наплавки, в зависимости от совместного влияния двух параметров структуры – средней толщины вязких прослоек

между твердыми частицами и коэффициента асимметрии распределения толщин этих прослоек (которые варьировались в пределах от 0,8 до 1,8 мкм и от 2,5 до 3,2 соответственно для сплавов 1 – 4) (табл.).

Таблица - Сводная таблица значений коэффициента асимметрии для распределений значений толщин прослоек в структуре исследуемых твердых сплавов

Сплав	Толщина, мкм		Коэффициент асимметрии
	Средняя	Максимальная	
1	1,8	16	3,2
2	0,8	7	2,6
3	1,5	12	2,5
4	1,2	9	2,7

Первый параметр прямо связан с объемной долей твердой фазы. Коэффициент асимметрии g равен нулю у симметричного распределения, например, нормального, и чем больше он по абсолютной величине, тем больше отличаются правая и левая (относительно среднего значения параметра структуры) ветви распределения.

В качестве универсального асимметричного распределения вязких прослоек по толщинам было выбрано h гамма-распределение с плотностью вероятности

$$w_{\gamma}(h) = \frac{\lambda(\lambda h)^{b-1} \exp(-\lambda h)}{\Gamma(b)} \quad (1)$$

где $\Gamma(b)$ – гамма-функция Эйлера, λ – масштабный фактор

Параметр b распределения (1) – параметр формы. По мере его увеличения симметрия распределения возрастает (коэффициент асимметрии $g = 2/\sqrt{b}$ падает) а само распределение стремится к нормальному.

С уменьшением толщины прослойки напряжение течения и разрушающее напряжение возрастают, а пластичность снижается. В процессе деформации прослойки подвергаются наклепу и связанному с ним деформационному упрочнению [5,6]. Разрушение прослойки толщиной h наступает, когда в результате деформационного упрочнения напряжение течения прослойки достигает предела прочности и дальнейшая пластическая деформация прослойки становится невозможной:

$$\sqrt{\varepsilon} = \frac{1}{B} \left[(\sigma_{B0} - \sigma_{T0}) - \frac{k_T - k_B}{\sqrt{h}} \right] \quad (2)$$

где σ_{B0} – предел прочности массивного образца, σ_{T0} – предел текучести массивного образца, k_T – коэффициент Холла-Петча для напряжения течения, k_B – коэффициент Холла - Петча для разрушающего напряжения, B – коэффициент деформационного упрочнения

Установлено (рис. 2), что критическая деформация, возрастает по мере увеличения средней толщины прослоек. При разных коэффициентах асимметрии зависимости ведут себя подобно.

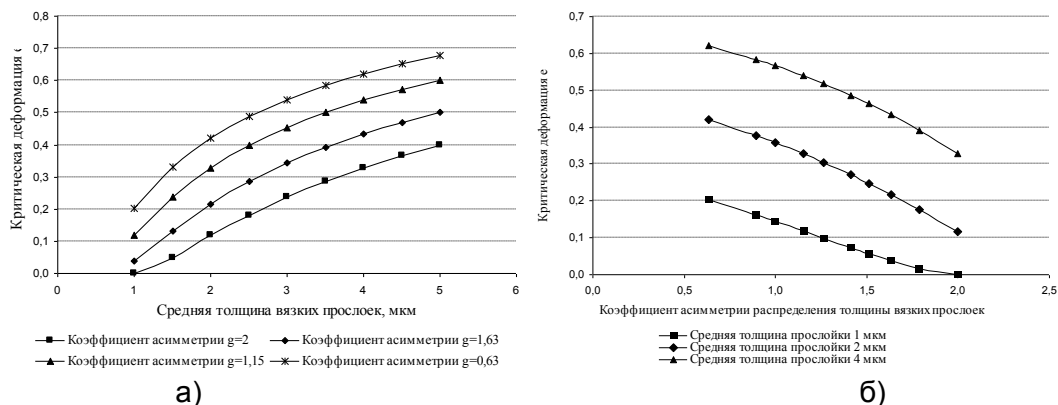


Рисунок 2 - Зависимость критической деформации от средней толщины вязких прослоек \bar{h} (а) и от коэффициента асимметрии распределения вязких прослоек (б)

Проведенные оценки кооперативного влияния разнородных структур на разрушение и износостойкость показали, что критическим фактором, инициирующим разрушение и выкрашивание поверхности наплавки (износостойкость) является максимальный размер упрочняющих частиц (карбиды более 150 мкм), а также кластеры дисперсных частиц поперечником от 50 – 70 мкм и выше (при толщине вязкой прослойки 10 – 15 мкм и ниже). Дальнейшее развитие разрушения и износа определяется уровнем дисперсности и однородности основной массы упрочняющих частиц и структурных составляющих (дендриты, зерна, эвтектика различной природы), соотношением средних значений толщин прослоек и величины коэффициента асимметрии кривой распределения толщин прослоек. Риск преждевременного разрушения наплавки определяется также масштабом градиента структур по толщине покрытия.

Список используемых источников

1. Разрушение. В 2 кн. Кн. 2. Разрушение структур: моногр. / М.А. Штремель – М.: Изд. Дом МИСиС. 2015. 976 с.
2. Соколовская Э.А. // Вопросы материаловедения. 2013, № 4. С. 143.
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г. // Металлург. 2016. №12. С.77.
4. Крупин Ю.Б., Сухова В.Г. Компьютерная металлография. М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. 88 с.
5. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. II. Деформация. М.: МИСиС, 1997. 527 с.
6. Штремель М.А., Кузько Е.И., Пантелеев Г.В. // Деформация и разрушение материалов. 2005. №5. С.1.

**МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЧАСТИЧНО
СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ.
АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА**

**Боричевский В.Р.^{1,2}, Борик М.А.¹, Кулебякин А.В.¹, Ломонова Е.Е.¹,
Мызина В.А.¹, Милович Ф.О.², Табачкова Н.Ю.²**

¹*Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия,*

²*НИТУ «МИСИС», Москва, Россия,*

E-mail: vasbm@yandex.ru

Материалы на основе частично стабилизированного диоксида циркония имеют ряд свойств, которые делают их перспективными для использования во многих областях. Актуальность создания таких материалов определена перспективами их использования как конструкционных неметаллических высокопрочных и износостойких материалов, термобарьерных и защитных покрытий, а также в качестве биоинертных материалов для медицины [1, 2]. Керамика на основе диоксида циркония уже нашла свое применение, но принципиальное отличие кристаллических материалов от керамических заключается в наличии анизотропии механических свойств, что потенциально позволит улучшить необходимые свойства.

В ходе работы были исследованы кристаллы частично стабилизированного диоксида циркония с концентрацией стабилизирующей примеси – оксида иттрия – от 2 до 4 мол. %. Кристаллы были выращены методом направленной кристаллизации в холодном контейнере. При таких концентрациях все кристаллы состояли из двух фаз, обе из которых являлись тетрагональными, но отличались степенью тетрагональности. Этот факт был подтвержден методами рентгеновской дифрактометрии. Также, с помощью просвечивающей электронной микроскопии было показано, что все кристаллы имели двойники.

Методом индентирования по Виккерсу проведены измерения микротвердости и трещиностойкости – коэффициента критических напряжений (K_{1c}). Измерения показали, что микротвердость слабо зависит от кристаллографической ориентации, в то время как значения трещиностойкости для разных ориентаций плоскости пластинок отличаются. Наибольшие значения трещиностойкости получены на образце, вырезанном по плоскости с нормалью $\langle 100 \rangle$. Была исследована зависимость микротвердости и трещиностойкости от направления диагоналей индентора. Максимальное значение трещиностойкости получено на плоскости $\{100\}$ при ориентации диагоналей индентора в направлении $\langle 100 \rangle$.

Методом локальной спектроскопии Рамана проведены исследования фазового состава внутри и вокруг отпечатков индентора на плоскостях $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$ при нагрузках 20Н, 3Н и 1Н. Анализ показал, что при индентировании переход из тетрагональной фазы в моноклинную осуществляется анизотропно, что сказывается на реализацию трансформационного механизма упрочнения в кристаллах. Наибольшее количество моноклинной фазы было обнаружено на отпечатках, полученных при индентации на пластинках, вырезанных по плоскости $\{001\}$ при направлении диагоналей индентора $\langle 100 \rangle$. При этой ориентации отпечатков были получены наибольшие значения трещиностойкости. При такой ориентации диагоналей индентора максимальные действующие напряжения получаются вдоль когерентных плоскостей сопряжения тетрагональной и моноклинной фазы. При тетрагонально-моноклинном переходе – $(100)_t || (100)_m$ и $[001]_t || [010]_m$.

В кристаллах частично стабилизированного диоксида циркония кроме трансформационного может также реализовываться сегнетоэластических механизм

упрочнения, который также был подвергнут изучению. Исследования спектроскопии Рамана показали, что для реализации этого механизма упрочнения требуются напряжения существенно меньшие, по сравнению с трансформационным механизмом упрочнения.

Установлено, что при индентировании кристаллов диоксида циркония частично стабилизированного оксидом иттрия вклад в механизм деформации мартенситной и сегнетоэластичной трансформации различен и зависит не только от концентрации стабилизирующего оксида, определяющего структуру и фазовый состав материала, но и от кристаллографической ориентации плоскости индентирования и ориентации диагоналей отпечатка. Показано, что при снижении нагрузок соотношение действующих механизмов упрочнения меняется, снижение интенсивности появления моноклинной фазы происходит быстрее, чем снижение переориентации двойников тетрагональной фазы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-02-000742 и Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № I.32.

- 1 Г.А. Гогоци, Е.Е. Ломонова, В.В. Осико, Огнеупоры. 8, 14 – 17 (1991).
- 2 R.P. Ingel, D. Lewis, Journal of the American Ceramic Society. 71, 265 – 271. (1998).
- 3 A. Saiki, N. Ishizawa, N. Mizutani and M. Kato, Journal of the American Ceramic Society of Japan. 97, 41 – 45 (1989).

ОБРАТИМАЯ ПАМЯТЬ ФОРМЫ В КОЛЬЦЕВЫХ КОНСТРУКЦИЯХ

Вьюненко Ю.Н.¹, Белоусов Н.Н.²

¹ ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, Российская Федерация, 6840817@mail.ru

² Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, Донецк

Применение кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ, "металлические мышцы") в конструкциях Шеров показало эффективность работы такого привода [1]. Подготовка КСПЭ к работе проводится как активным деформированием "металлических мышц" в низкотемпературном состоянии, так и с использованием состояния пластичности превращения при их охлаждении под нагрузкой через интервал температур прямого превращения [2]. В настоящее время наряду с силовыми элементами выполненными в виде бухт из проволоки и ленточных колец из никелида титана можно изготавливать силовые элементы из сварных проволочных овалов. Наличие наборов замкнутых проволочных контуров позволяет варьировать возможности установок типа Шер изменением количества деталей в приводах в зависимости от технологической задачи. Однако в первую очередь, поскольку речь идет о силовых элементах, встает вопрос о прочности сварной конструкции. Для сравнения этой характеристики у образцов из исходной проволоки и сварного были получены зависимости их деформации от приложенной нагрузки до разрушения. Опыты проводили на разрывной машине 2167Р-50. Скорость деформирования задавали равной 1мм/мин. Длина рабочей части образца была равна ~ 100мм. Проволока диаметром 2мм была изготовлена из никелида титана с содержанием Ni ~ 50,35ат.%.

Графики на рис.1 показывают изменение удлинения исходного (кривая 1) и сварного (кривая 2) образцов с нарастанием нагрузки. Испытания показали, что разрушение во втором случае произошло в зоне сварки. Удлинение до разрыва оказалось в 3 раза меньше, чем у исходного образца. Однако уровень разрушающей нагрузки превысил 60% от величины, соответствующей первой кривой. Это уже позволяет применить сварные кольца в конструкции КСПЭ.

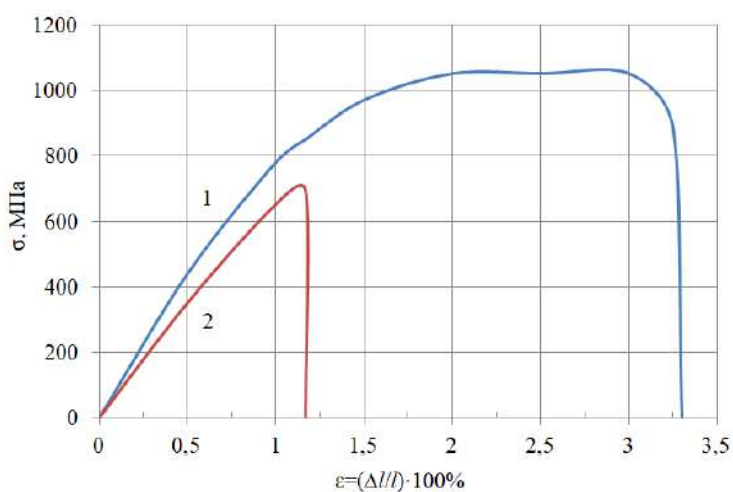


Рисунок 1 - Сравнение механических свойств исходных (1) и сваренных (2) образцов TiNi

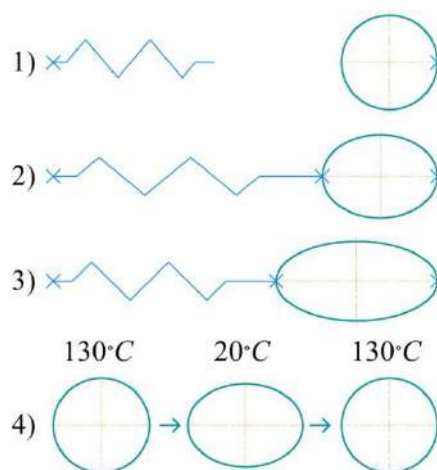


Рисунок 2- Схема наращивания обратимой памяти формы

Наличие сварных овалов дало возможность оценить применимость в "металлических мышцах" эффекта обратимой памяти формы (ОПФ). Для этого были

изготовлены сварные кольца диаметром ~ 62 мм. Деформирование образца в условиях пластичности превращения проводили с помощью спиральной пружины (рис.2). В исходном раздельном состоянии система пружина-кольцо нагревается в термостате до 130°C (рис.2, 1). При такой температуре материал овала полностью переходит в аустенитное состояние. Пружина растягивается и соединяется с кольцом. На кольцо начинает действовать усилие в 22.6Н. Диаметр, вдоль, которого действует сила, увеличивается на ~ 1 мм (рис.2, 2). В таком взаимодействии система пружина-кольцо охлаждается с термостатом. До 60°C форма кольца остается постоянной. В интервале температур $60 - 50^{\circ}\text{C}$ начинается процесс формоизменения (рис.3, кривая 1). Кольцо вытягивается в направлении действия силы на $\Delta d=13$ мм, приобретая "эллиптическую" форму (рис.2, 3). При этом сила, действующая на овал, уменьшается до ~ 15.6 Н. После разгрузки образца и нагрева первоначальная форма полностью восстановилась (рис.3, кривая 2). Во время повторного охлаждения в результате эффекта обратимой памяти формы максимальное увеличение диаметра образца $\Delta d_{\text{опф}}$ составило 2.3мм. Нагрев вернул кольцо в начальное состояние (рис.2, 4).

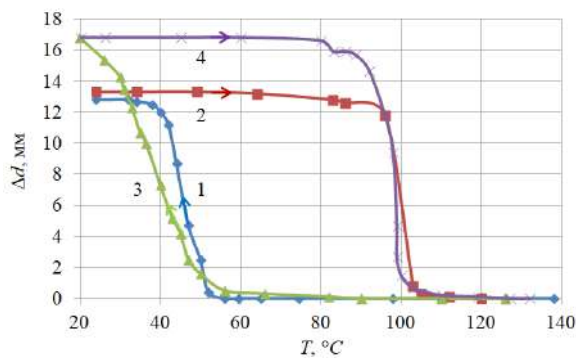


Рисунок 3- Температурная зависимость формоизменения сварного кольца в результате пластичности превращения и ЭПФ в 1 термоцикле (1, 2) и после 12 теплосмен (3, 4)

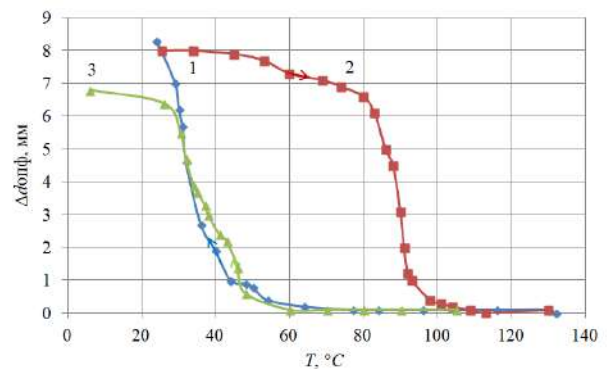


Рисунок 4- Температурная зависимость формоизменения сварного кольца в результате ОПФ после 12 термоциклов (1, 2) и с генерацией усилий при охлаждении (3)

В работе [3], исследуя явление обратимой памяти формы при активном деформировании материала в мартенситном состоянии, авторы отметили постепенный рост деформационного эффекта ОПФ при циклировании механического и теплового режимов воздействия на образец сплава TiNi. Поэтому с целью выяснения возможности увеличения формоизменения кольца было проведено многократное термоциклирование образца в заданном режиме. После 12 термоциклов Δd в условиях реализации пластичности превращения увеличилось до 15мм (рис.3, кривая 3). Нагрев восстанавливал первоначальную форму образца за счет эффекта памяти формы (ЭПФ) (рис.3, кривая 4). Деформационные эффекты ОПФ возросли более чем в 3 раза (рис.4) и Δd достигло 8мм. Температурные интервалы формоизменения сместились в сторону более низких температур на $\sim 10^{\circ}\text{C}$.

В течении следующих 20 термоциклов $\Delta d_{\text{опф}}$ превысило 12 мм и практически стабилизировалось (рис.5). Дальнейшее термоциклирование без охлаждения кольца под нагрузкой привело к уменьшению деформационного эффекта ОПФ на $\sim 20\%$. Но кольцевой силовой элемент сохраняет способность генерировать усилия как при нагреве, так и при охлаждении.

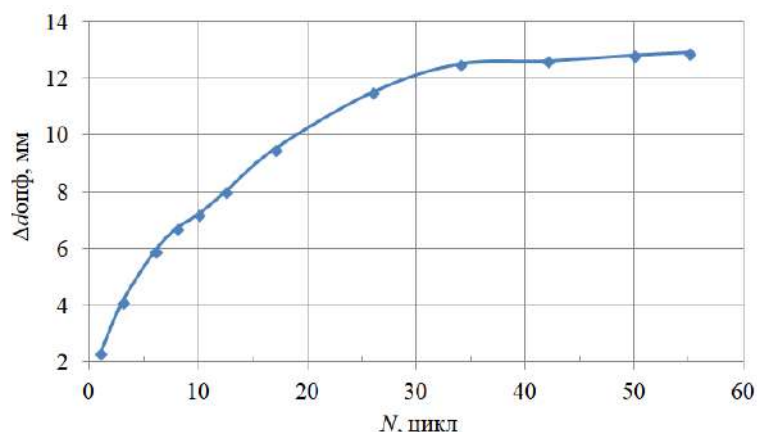


Рисунок 5 - Циклический рост обратимой памяти формы

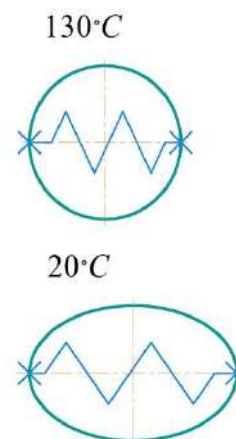


Рисунок 6 - Схема реализации обратимой памяти формы с генерацией усилий

На рис.6 приведена схема опыта. В аустенитном состоянии вдоль направления формоизменения кольца закрепляется пружина. Силовое воздействие на образец отсутствует. Во время остывания до 50°C форма овала постоянна. В интервале от 50°C до 25°C кольцо вытягивается и деформирует пружину (рис.4, кривая 3). Сила, действующая на образец со стороны упругого элемента, возрастает от 0 до ~ 3.7Н.

Полученные значения генерируемых усилий и деформационные характеристики ОПФ для кольца массой 5г говорят в пользу возможного использования в технологических устройствах аналогичных Шеру эффекта обратимой памяти формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вьюненко Ю.Н. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов / Перспективные материалы и технологии: сб. статей Междунар. науч. симпозиума – Витебск: УО «ВГТУ», 2011. – С.182-184.
2. Вьюненко Ю.Н., Хлопков Е.А., Волков Г.А. Механические свойства "металлических мышц" из материалов с эффектом памяти формы / Перспективные материалы и технологии: монография. В 2-х т. Т.1. Глава 25. / В.А. Андреев [и др.]; под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО "ВГТУ", 2017. – С. 412-429.
3. Андронов И.Н., Вербаховская Р.А., Данилов А.Н., Корепанова В.С. Мартенситный тип обратимой памяти формы в устройстве для восстановления систолического размера кольца митрального клапана. / Заводская лаборатория –Т.76, №8, 2010. – С. 38-42.

ПСЕВДОНЕПОЛНОЕ СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Страумал А.Б.^{1,2}, Мазилкин А.А.¹, Протасова С.Г.¹, Страумал Б.Б.^{1,2}¹ Институт Физики Твёрдого Тела РАН, Черноголовка, Россия² Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС», Москва, Россия, a.str@issp.ac.ru

Еще в 1977 году Дж. Кан предсказал возможность существования не только объемных фазовых переходов, но и фазовых переходов на границах раздела (границах зерен и межфазных границах) [1]. Одним из них является фазовый переход смачивания на границах зерен в металлах. Суть данного эффекта на границах зерен (ГЗ) заключается в том, что если в системе есть две фазы (твердая и жидкая или твердая и твердая), то при некоторых условиях энергия границы зерен может оказаться выше, чем удвоенная энергия межфазной границы раздела. Тогда система перераспределяет вторую фазу, находящуюся на границе зерен или в тройном стыке, в сплошную прослойку между зернами, полностью заменив, таким образом, данную границу зерен. В таком случае говорят, что произошел поверхностный фазовый переход смачивания. Если энергия границы зерен ниже двойной энергии межфазной границы раздела, то тогда вторая фаза остается в виде частиц или капель на границе зерен или в тройном стыке ГЗ. Такой случай называют неполным смачиванием данной границы зерен. Равновесный контактный угол, который формируется в стыке ГЗ и второй фазы, определяется отношением энергии ГЗ и удвоенной энергии межфазной границы. Чем ближе значения этих энергий друг к другу, тем ближе данный угол к нулю. На данный момент смачивание ГЗ исследовалось в системах Al–Sn, Zn–Sn, Cu–In, Al–Sn–Pb, W–Ni, Al–Ga, Al–Sn–Ga [2–8]. При этом важно понимать связь смачивания, адсорбции и сегрегации. Термины адсорбция и сегрегация обычно используют в случае, если на границе зерен образовался тонкий, от одного до нескольких атомных слоёв, слой растворенного элемента. При этом не учитывается, заполняет он всю границу зерен или только часть её площади. В случае смачивания на границах зерен рассматриваются толстые прослойки, которые полностью соответствуют критериям объемной фазы, и смоченной считается только граница зерен, полностью замененная на прослойку второй фазы.

Однако, сравнительно недавно была открыта еще одна возможная ситуация смачивания, а именно, так называемое псевдонеполное смачивание. Суть данного явления заключается в одновременном существовании тонкой прослойки легирующего элемента (по сути сегрегации) на границе зерен и объемной частицы расплава или твердой фазы на основе данного легирующего элемента в контакте с прослойкой на ГЗ и с ненулевым контактным углом. При этом данная ситуация равновесна во времени при температуре исследования, толщина прослойки не увеличивается, а контактный угол не уменьшается и может быть очень велик. Псевдонеполным такой случай смачивания называется потому, что большой контактный угол указывает на неполное смачивание, но при этом по всей площади границы зерен наблюдается многослойная сегрегация второго легирующего элемента. Строго говоря, данный объект уже нельзя называть границей зерен. Ранее такие прослойки во всех исследованных системах, перечисленных выше, не наблюдались.

Впервые псевдонеполное смачивание наблюдалось в коллоидной химии на системах алканы–вода. Когда капля алкана садится на поверхность воды, то сразу образуется очень тонкий, порядка нескольких атомных слоёв, слой алкана на поверхности воды. При этом у капли алкана сохраняется ненулевой контактный угол и он не уменьшается во времени. Такую пленку на поверхности принято называть в коллоидной химии «пленкой прекурсора», и в случае сидячей капли она формируется в результате Ван-дер-Вальсовых сил взаимодействия. В случае несмешивающихся жидкостей такие пленки появляются всегда.

В металлических системах такое явление впервые было найдено в системах Cu–Pb и Cu–Bi. На поверхности монокристалла меди создавали слой висмута или свинца. При отжиге чуть выше температуры плавления висмута и свинца слои на поверхности

меди разбиваются и собираются в капли с ненулевым контактным углом. При этом на всей поверхности меди остается тонкий слой висмута и свинца с каплями, сидящими на нем. При стравливании этого слоя с поверхности и повторном отжиге хорошо различимо, как из-под расплавленных капель расплзается опять по всей поверхности такой же тонкий слой второго элемента. При этом важно отметить, что медь и висмут и медь и свинец очень плохо растворимы друг в друге, так же как и алканы в воде.

Логично предположить, что так же как и в ситуации с полным смачиванием, если псевдонеполное смачивание на поверхности существует в металлических системах, то и на границах зерен такой эффект тоже может наблюдаться. Однако ранее этот эффект не наблюдался.

В данной работе впервые экспериментально показано существования псевдонеполного смачивания на границах зерен в двухфазных сплавах систем Al–Zn, Nd–Fe–B и W–C–Co. Все эти системы были выбраны потому, что сплавы этих систем обладали свойствами, необъяснимыми в рамках классической теории о строении двухфазных систем, и которые можно объяснить существованием очень тонких прослоек на границах зерен.

В системе Al–Zn на образцах состава Al–30 вес % Zn после кручения под высоким давлением (КВД) наблюдалась нетипично высокая пластичность, что могло быть объяснено существованием прослоек цинка на границах зерен алюминия. Для подтверждения этого были исследованы образцы состава Al–10 вес % Zn деформированные методом КВД.

Применение метода КВД, одного из методов интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяет достигнуть мелкозернистой структуры образца с составами фаз, соответствующими некоторой эффективной температуре. То есть, если бы данный сплав отжигался при такой температуре, то состав и соотношение фаз было бы таким же, как после КВД.

Таким образом, применение данного метода в эксперименте выполняло сразу две задачи. Во-первых, измельчение структуры позволило увеличить удельное количество границ зерен в поле зрения просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ). Это увеличивает вероятность найти искомые зернограницные прослойки при меньшем количестве наблюдений в ПЭМ. Во-вторых, так как эффективная температура после КВД, в случае этого эксперимента, составляла примерно 200°C, то при реальном отжиге длительность отжига до достижения стабильной микроструктуры могла быть порядка 8500 часов, и использование КВД значительно ускоряет эксперимент. КВД производилось при давлении в 6 ГПа, скорости вращения бойка 1 об/мин. Было произведено 5 оборотов бойка.

Образцы исследовались на сканирующем просвечивающем электронном микроскопе (СПЭМ) в режиме высокоуглового кольцевого темного поля (ВКТ). Такой режим дает очень сильный элементный контраст, и можно различать даже очень маленькие скопления примесных атомов. На Рис. 1 приведена микрофотография образца Al – 10 вес % Zn, сделанная в режиме ВКТ СПЭМ. Видно, что на границе зерна присутствует тончайшая прослойка цинка, а контактный угол у частицы цинка не равен нулю и близок к 60°.

При исследовании профиля интенсивности ВКТ СПЭМ сигнала поперек ГЗ Al/Al было определено, что толщина прослоек цинка составляет 1-2 нм. Было также показано, что вторая фаза имеет кристаллическую структуру, что соответствует твердофазному псевдонеполному смачиванию.

В системе Nd–Fe–B также исследовалось псевдонеполное смачивание. Сплавы данной системы обладают высокой намагниченностью насыщения и коэрцитивной силой, которые нельзя объяснить только существованием толстых прослоек парамагнитной фазы на основе неодима, разделяющих магнитные зерна фазы Nd₂Fe₁₄B. На Рис. 2 показано, что на границах зерен Nd₂Fe₁₄B/Nd₂Fe₁₄B существуют тонкие прослойки парамагнитной фазы Nd, находящиеся одновременно в контакте с объемной частицей этой фазы с ненулевым контактным углом. Изучение профиля интенсивности сигнала ВКТ СПЭМ показало, что толщина этих прослоек составляет 4-5 нм.

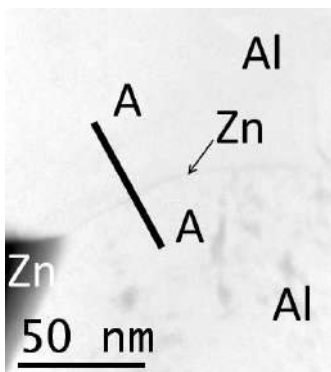


Рисунок 1 – микрофотография в режиме ВКТ СПЭМ, образца Al–10 вес % Zn. Стрелкой указана прослойка цинка. Сверху и снизу зерна алюминия. Линия А-А – место исследования профиля интенсивности сигнала ВУК ТП.

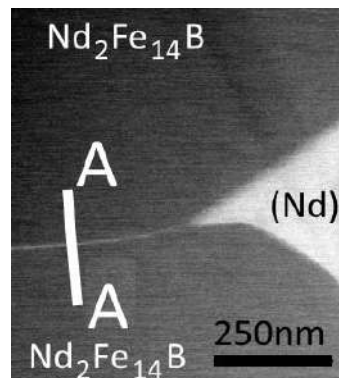


Рисунок 2 – микрофотография в режиме ВКТ СПЭМ образца системы Nd–Fe–В. Линия А-А – место исследования профиля интенсивности сигнала ВУК ТП.

Последней системой, в которой было предположено существование псевдонеполного смачивания, была система WC–Co. Опыты по исследованию смачивания поверхности карбида вольфрама жидким кобальтом показывали полное смачивание, тогда как в объемных материалах средний контактный угол очень далек от нуля. Лишь на 10% границ контактный угол достигает нуля. Эти два факта находятся в противоречии.

Исследуя с виду несмоченные границы зерен WC/WC при помощи ВКТ СПЭМ, мы определили, что на них находятся тонкие прослойки кобальта. Изучение профиля интенсивности сигнала ВКТ СПЭМ показало, что толщина этих прослоек 5-7 нм.

Таким образом, мы доказали экспериментально существование еще одного состояния смачивания – псевдонеполного смачивания.

Авторы благодарят РФФИ за финансовую поддержку (грант № 18-03-00284).

Литературные источники:

1. J.W. Cahn, J. Chem. Phys. 66 (1977) 3667.
2. B. Straumal, D. Molodov, W. Gust. J. Phase Equilibria. 15 (1994) 386.
3. B. Straumal, W. Gust, D. Molodov. Interface Sci. 3 (1995) 127.
4. B. Straumal, T. Muschik, W. Gust, B. Predel. Acta metall. Mater. 40 (1992) 939.
5. B.B. Straumal, W. Gust, T. Watanabe. Mater. Sci. Forum 294–296 (1999) 411.
6. B. Straumal, D. Molodov, W. Gust. Mater. Sci. Forum 207–209 (1996) 437.
7. V.G. Glebovsky, B.B. Straumal, V.N. Semenov, V.G. Sursaeva, W. Gust. High Temp. Mater. & Processes 13 (1994) 67.
8. B. Straumal, S. Risser, V. Sursaeva, B. Chenal, W. Gust. J. Physique IV 5, C7 (1995) 233.
9. Straumal, B., Valiev, R., Kogtenkova, O., et al., Acta Mater., 2008, vol. 56, no. 8, p. 6123.
10. Valiev, R.Z., Murashkin, M.Y., Kilmametov, A., et al., J. Mater. Sci., 2010, vol. 45, no. 17, p. 4718.
11. Straumal, B.B., Kogtenkova, O.A., Protasova, S.G., et al., J. Mater. Sci., 2011, vol. 46, no. 11, p. 4243.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАКТОРОВ ВЛИЯЮЩИХ НА СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА

Хапов А.С., Поротников Л.К., Киселёв В.Г., Чеканов С.В.

Всероссийский – научно – исследовательский институт автоматики им.

Н.Л. Духова, г.Москва, Россия, vnii4@vnii.ru

1. Введение

Кристаллографическая текстура – это преимущественная ориентация зерен в пространстве, относительно внешних осей образца. В кристаллических материалах текстура возникает при кристаллизации, пластической деформации, рекристаллизации, электролизе и вакуумном осаждении металлов [1]. Текстура существенно влияет на механические и физические свойства материала. Текстурированный поликристаллический материал обладает высоким уровнем анизотропии [2].

Принцип рентгеновских методов исследования включает расщепление исследуемого материала, обладающего практически всегда развитой кристаллографической текстурой, на отдельные компоненты, соответствующие зернам с разными ориентациями.

2. Эксперимент

Из монокристаллического молибдена на электроэрозионном станке нарезались пластины, толщиной порядка 500 мкм, трех основных кристаллографических ориентаций $\{100\}$; $\{110\}$; $\{111\}$. Пластины подвергались химическому травлению с целью очистки поверхности и отжигу для снятия внутренних напряжений. Далее следовал процесс полирования поверхности подложки. Полировка являлась необходимым фактором для обеспечения низкого уровня шероховатости поверхности образца. После вышеперечисленных операций, следовало нанесение слоя титана на монокристаллические подложки методом магнетронного напыления рисунок 1.



Рисунок 1 - Внешний монокристаллических подложек с напыленным слоем титана

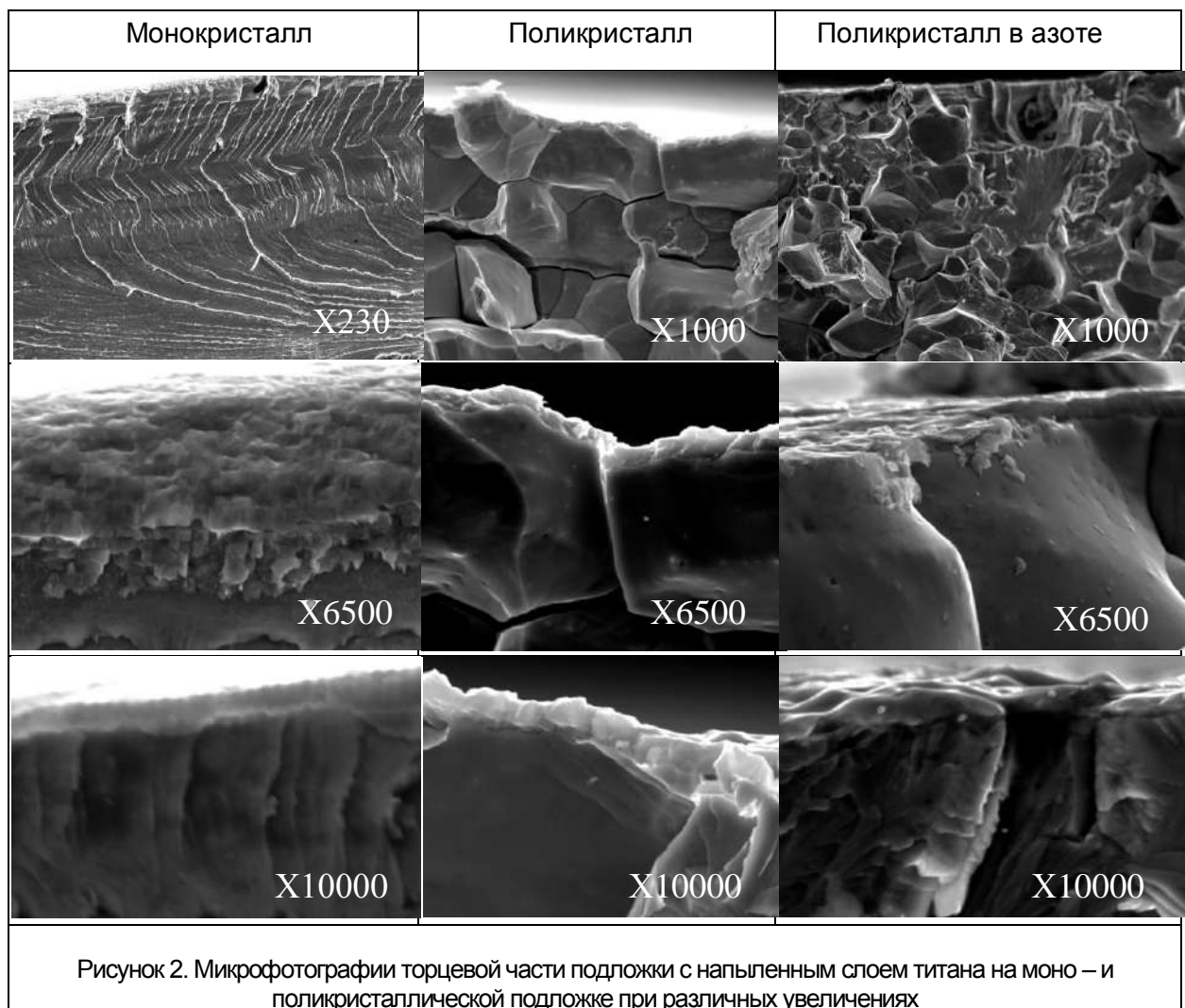
Далее методами рентгеновского текстурного анализа определялась кристаллографическая ориентация напыленного слоя сорбента. Экспериментально в работе установлены ориентационные соотношения между подложкой из монокристаллического молибдена и напыленным слоем титана ОЦК – ГПУ: $\{110\}_n \parallel \{001\}_t$; $[111]_n \parallel [100]_t$.

Испытания на термоциклирование проводили при температуре 350°C в течении нескольких часов. Процесс установления термической стабильности проводили в установках с различными степенями вакуума. Термическая стабильность – это способность материала сохранять неизменным атомное отношение (стехиометрию) газа к металлам и сплавам при изменении температуры относительно исходного состояния.

Испытания термоциклирования образцов на установках с различной степенью вакуума показали зависимость, глубины отрицательного давления от термической стабильности материала. Данные потерь водорода образцами, указывают на процесс связанный с количеством растворенного оксида титана в слое сорбента. Искаженные параметры решетки титана, а также цвета побежалости на поверхности образца, до

процесса насыщения водородам, свидетельствуют о наличии оксида титана, а также альфированного слоя. Из полученных результатов предполагается, что на термическую стабильность подложек с напыленным слоем титана в первую очередь влияет барьерный оксидный слой, его толщина, стехиометрия и однородность. Альфированный слой в свою очередь, является неким армирующим компонентом, который так же положительно сказывается на процессах связанные с удержанием водорода в решетке по средствам внутренних напряжений.

Исследование влияния дефектной структуры подложки на формирование титанового слоя в данном разделе проводилось путем анализа данных сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) рисунок 2.



После напыления титана на подложку, образец подвергался механическому разрушению при комнатной температуре и после выдержки в жидком азоте. Эксперимент проводился на моно– и поликристаллический образцах. Из данных приведенных на рисунке 2, титан на монокристаллической подложке имеет однородный слой по толщине, скол торцевой части имеет вязко – хрупкое разрушение, дефектов и трещин на слое сорбента не зафиксировано. В тоже время титан на поликристаллической подложке имеет также высокий уровень адгезии в сопряженном слое Мо – Тi, однако склонность к растрескиванию возникает в материале подложки по механизму межзеренного охрупчивания молибдена и передается по дефектным областям на титановый слой. Границы и их пористость, унаследованные титановым слоем от подложки, по всей видимости, являются одним из транспортных каналов водорода.

3. Выводы

– Исследование термической стабильности монокристаллических образцов с напыленным слоем титана выявило возможность повышения температуры отжига по отношению к поликристаллическим образцам. В ходе испытаний определено влияние кристаллографической текстуры материала на термическую стабильность монокристаллических образцов, определены ориентации с наибольшим показателем этой величины.

– Установлены ориентационные соотношения между сопрягаемыми слоями подложки и напыленного слоя титана.

– В работе определены некоторые механизмы десорбции водорода, при различных условиях испытаний.

– Установлено, что дефекты подложки, а именно границы зерен, точечные дефекты, полностью наследуются напыленным слоем титана.

Список литературы

[1]. Физическое материаловедение: Учебник для вузов. В 7 т. / Под общей ред. Б.А. Калина. – М.: МИФИ, 2012. Том 1. Физика твердого тела. – М.: МИФИ, 2012г.

[2]. Полухин П. И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. – М., Металлургия, 1982г.

ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ильичев М.В.¹, Ливанова Н.О.², Тюфтяев А.С.¹, Филиппов Г.А.²

¹ОИВТ РАН, г. Москва, Россия

²ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия, igs12@yandex.ru

Известно, что повышение прочности и надежности конструкционной стали может быть осуществлено применением комплекса технологических приемов, обеспечивающих улучшение качества по вредным примесям и газонасыщенности, измельчение структуры за счет модифицирования, рационального раскисления и микролегирования, использование специальных режимов деформационно-термической обработки. Повышение уровня прочности стали без обеспечения запаса вязкости увеличивает опасность преждевременного хрупкого разрушения стальных изделий и конструкций.

Среди известных способов упрочнения конструкционных материалов можно выделить три основных: объемное упрочнение, объемно-поверхностное и поверхностное.

В настоящем докладе рассмотрены закономерности влияния различных способов упрочнения на прочность и сопротивление хрупкому, в том числе замедленному разрушению, конструкционных сталей разных структурных классов: феррито-перлитных, перлитных и мартенситных.

Представлены реальные случаи преждевременного хрупкого разрушения и причины их вызвавшие, а также принципы создания высокопрочных конструкционных сталей с повышенным сопротивлением хрупкому разрушению.

Наиболее эффективными способами увеличения запаса вязкости конструкционных сталей является повышение степени чистоты по примесным элементам и неметаллическим включениям, а также измельчение структуры. Одним из примеров успешно решенных задач повышения уровня прочности и надежности является создание высокопрочных низколегированных сталей для трубопроводного транспорта [1].

Благодаря рафинирующим обработкам содержание серы в современных низколегированных сталях обеспечивается не выше 0,005%, что в сочетании со снижением содержания углерода, микролегированием и применением специальных технологий контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения позволяет повысить класс прочности до X100 и X120 при значениях низкотемпературной ударной вязкости 300-400 Дж/см².

Другим примером успешного решения задачи одновременного повышения прочности и надежности является создание составов и технологий термической обработки высокоуглеродистых перлитных сталей для железнодорожного транспорта [2]. Повышение качества колесной стали позволило при условии увеличения содержания углерода и микролегирующих добавок создать стали со структурой ультрадисперсного перлита для железнодорожных колес грузовых и пассажирских вагонов с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

К одному из наиболее эффективных способов объемно-поверхностного упрочнения можно отнести легирование стали компримированным азотом. Насыщение стали азотом в условиях повышенных температур и давлений позволяет повысить твердость поверхностных слоев металла до 60-62 HRC на глубине нескольких миллиметров при сохранении пластичности и вязкости сердцевины [3]. Такой способ объемно-поверхностного упрочнения способствует увеличению эксплуатационного

ресурса металлоизделий, работающих в жестких условиях трения и износа. Например, инструментальные стали, подшипник, детали топливной аппаратуры и др.

Среди множества способов поверхностного упрочнения металлоизделий широкое распространение нашли плазменные технологии [4]. В отличие от различных видов химикотермической обработки, плазменная обработка позволяет упрочнять локальную область изделия, наиболее подверженную внешнему воздействию.

В частности плазменная обработка внутренней поверхности гребней железнодорожных колес позволяет существенно увеличить их эксплуатационный ресурс за счет повышения твердости в зоне контакта колеса с рельсом. Изменение твердости по глубине от поверхности гребня колеса, подвергнутого плазменной обработке, показало ее возрастание, что является следствием образования в процессе плазменной обработки градиента характерных для стали типа 65Г структур – от высокоазотистого аустенита и мартенсита до троостита и сорбита.

Особый интерес представляют результаты исследований влияния плазменной обработки на структуру и свойства колесной стали после длительной эксплуатации с дефектами, возникшими в результате взаимодействия колеса с рельсом [5]. Как показали исследования плазменное упрочнение колес после эксплуатации без обточки до полного устранения поверхностных дефектов приводит к следующему: исчезает область наклепа, а количество мелких дефектов типа трещин и выщербин уменьшается, что возможно является следствием их «залечивания» в результате воздействия плазменной струи на поверхность металла. Однако грубые окисленные трещины, возникшие в ходе эксплуатации, остаются без наблюдаемых изменений.

Проведенные рентгеноструктурные исследования образцов по глубине от поверхности катания подтвердили протекание процесса релаксации остаточных напряжений в результате плазменной обработки.

Таким образом, плазменное упрочнение бывших в употреблении колес без обточки позволяет снизить количество мелких дефектов и продлить эксплуатационный ресурс изделия.

Список литературы.

1. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. –М., Metallurgizdat, 2003. -500 с.

2. Шишов А.А., Никулин А.Н., Сухов А.В., Филиппов Г.А. Технологические аспекты повышения надежности железнодорожных колес // Сталь. 2007. №9. С. 79-83.

3. Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Филиппов Г.А. Структура и свойства стали 40Х после упрочнения в среде компримированного азота // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 4. С. 70-74.

4. Ильичев М.В., Исакаев Э.Х., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Плазменная обработка сталей с различным химическим составом // Бюллетень «Черная металлургия». 2008. №10. С. 54-57.

5. Ильичев М.В., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние технологических параметров плазменной обработки на формирование структуры и свойств стали типа 60Г //Металлург. 2008. №10. С. 59 – 62.

РЕАЛИЗАЦИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ И ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

**Рубаник В.В.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{1,2}, Лесота А.В.¹, Сибирев А.В.³, Беляев С.П.³,
Реснина Н.Н.³**

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь

²УО «Витебский государственный технологический университет»,
г. Витебск, Беларусь

³Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия

Известно, что эффект памяти формы в сплаве TiNi может быть инициирован ультразвуковыми колебаниями. Вместе с тем, влияние ультразвуковых колебаний на степень восстановления деформации и эффективность данного способа инициирования эффекта памяти формы по сравнению с обычным нагревом не изучено. Поэтому целью работы явилось комплексное исследование восстановления деформации при конвективном нагревании или ультразвуковом воздействии в сплаве TiNi, предварительно деформированном до различных деформаций.

Плоские образцы сплава Ti-50,2ат.-%Ni длиной и шириной рабочей части 70 и 4 мм и толщиной 0,9 мм закалили от 800°C 10 мин в воде и отожгли при температуре 500°C 2 часа. После указанной термообработки сплав испытывал B2 → B19' превращение при температурах: $M_n=42^\circ\text{C}$, $M_s=30^\circ\text{C}$, $A_n=57^\circ\text{C}$, $A_s=74^\circ\text{C}$. Образцы предварительно растягивали при температуре 25°C, при которой сплав находился в мартенситном состоянии, до деформации 5 – 30 % и разгружали. Часть образцов нагревали до температуры 140–200°C, чтобы реализовать обратное мартенситное превращение и инициировать эффект памяти формы. Оставшиеся образцы устанавливали в волновод и подвергали ультразвуковому воздействию (20 секунд) с использованием генератора ультразвуковых колебаний УЗГ 20-15. Температуру образца контролировали с помощью тепловизора NEC TN9100.

Полученные результаты показали, что величина эффекта памяти формы, инициированного нагреванием и ультразвуковым воздействием, оказывается сопоставимой. Увеличение предварительной деформации немонотонно влияет на величину восстанавливаемой деформации, максимальное значение которой 4,7% наблюдается в образце, предварительно деформированном до 10%, в котором остаточная деформация составляет 8%. Установлено, что ультразвуковое воздействие частично или полностью подавляет эффект стабилизации мартенсита, что приводит к тому, что восстановление деформации при ультразвуковом воздействии происходит при более низких температурах, чем при обычном нагревании. Таким образом, результаты исследования показали, что ультразвуковое воздействие может быть эффективно использовано для инициирования эффекта памяти формы в образцах, вне зависимости от их предварительной деформации. Преимуществами ультразвукового инициирования эффекта памяти формы являются время, за которое восстанавливается деформация (20 секунд), и подавление эффекта стабилизации мартенсита, что является актуальным при применении сплавов с памятью формы в приводах.

Работа выполнена при поддержке молодежного международного проекта Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант №Т17РМ-112) совместно с Российским фондом фундаментальных исследований (грант № 17-58-04078-Бел_мол_а).

**СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНОЙ КЕРАМИКИ
НА ОСНОВЕ НИКЕЛЬ – ЦИНКОВОГО ФЕРРИТА**

**Шут В.Н., Сырцов С.Р., Лалетин В.М., Трубловский В.Л., Медведева Ю.В.,
*Петлицкий А.Н.**

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь

**ОАО «ИНТЕГРАЛ», г. Минск, Беларусь*

e-mail: shut@vitebsk.by

Одним из наиболее быстро развивающимся направлением в физике активных диэлектрических материалов является разработка структур с изменяющимися по объёму характеристиками – **градиентных ферроиков (graded ferroics, GF)** [1]. Теоретически предсказано появление ряда уникальных и практически значимых эффектов (например, смещение петель гистерезиса), возникающих в таких системах при приложении переменных электрических (магнитных, деформационных) полей. Наибольший объем работ, выполненных к настоящему времени в данном направлении, посвящен исследованию систем с сегнетоэлектрической неустойчивостью. В частности, создание градиентных структур на основе твёрдых растворов $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ позволило преодолеть один из главных недостатков, присущих однородным материалам – температурную нестабильность их характеристик. В тоже время в градиентных сегнетоэлектриках экспериментально не подтверждено наличие эффектов, предсказанных теорией. Поэтому большой интерес представляет исследование указанных эффектов в градиентных магнитных структурах. Создание таких материалов весьма перспективно и в плане модификации их «традиционных» магнитных характеристик – проницаемости, удельной намагниченности и т.п. Отметим, что в последние годы появились работы, подтверждающие увеличение магнитоэлектрического эффекта в композиционных структурах с градиентной магнитной подсистемой. Целью данной работы является исследование структуры и свойств градиентной керамики на основе феррита $(Ni_{1-x}Zn_x)Fe_2O_4$, полученной по толсто пленочной технологии.

Объектом исследования являлись многослойные структуры $(Ni_{1-x}Zn_x)Fe_2O_4$, содержание цинка в которых составляло $x = 0; 0.1; 0.2$. Из исходных порошков методом шликерного литья получали пленки толщиной $\sim 25 \mu m$ [2]. Однородные структуры (с фиксированной концентрацией цинка) собирались из пленок одинакового состава. Для изготовления градиентных структур совместно прессовались пленки различных составов $(Ni_1Fe_2O_4 + (Ni_{0.9}Zn_{0.1})Fe_2O_4 + (Ni_{0.8}Zn_{0.2})Fe_2O_4$ (по три пленки каждого состава)). Для уменьшения диффузионных процессов на границах слоев с различным составом был применен двухступенчатый режим спекания образцов. На первом этапе температура полученных заготовок повышалась до максимального значения $1270^\circ C$, затем снижалась до $1100^\circ C$ при которой осуществлялась выдержка в течение 3 h. Окончательная толщина многослойных образцов составляла $\sim 200 \mu m$.

Рентгеноструктурные исследования, образцов показали, что используемая технология синтеза позволяет получать однофазные структуры в диапазоне концентрации замещения никеля цинком $x=0-0.2$. Параметры элементарных ячеек градиентной структуры с обеих сторон идентичны их значениям для однородных материалов соответствующего состава. На рисунке 1 представлены SEM-изображения поверхностей градиентного образца с различным содержанием цинка – соответственно при $x=0$ (рис. 1а) и $x=0.2$ (рис. 1б). Однородная микроструктура материалов обеих поверхностей свидетельствует о сбалансированности условий синтеза.

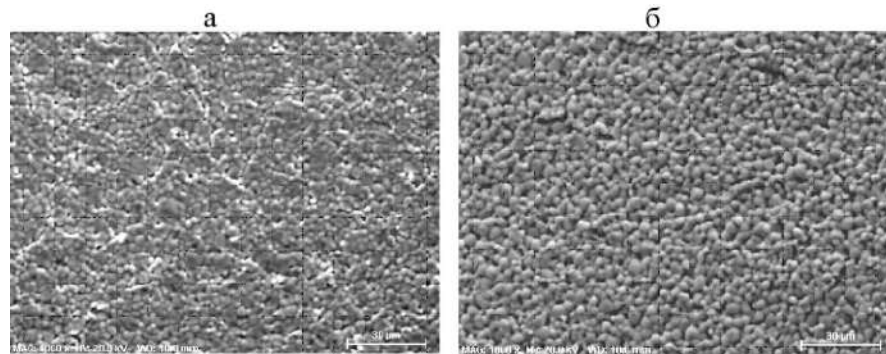


Рисунок 1 - SEM-изображения поверхностей градиентной магнитной керамики с различным содержанием цинка (а – $x=0$, б – $x=0.2$)

SEM-изображение торцевой поверхности и пространственное распределение основных элементов по толщине керамики представлены на рисунке 2.

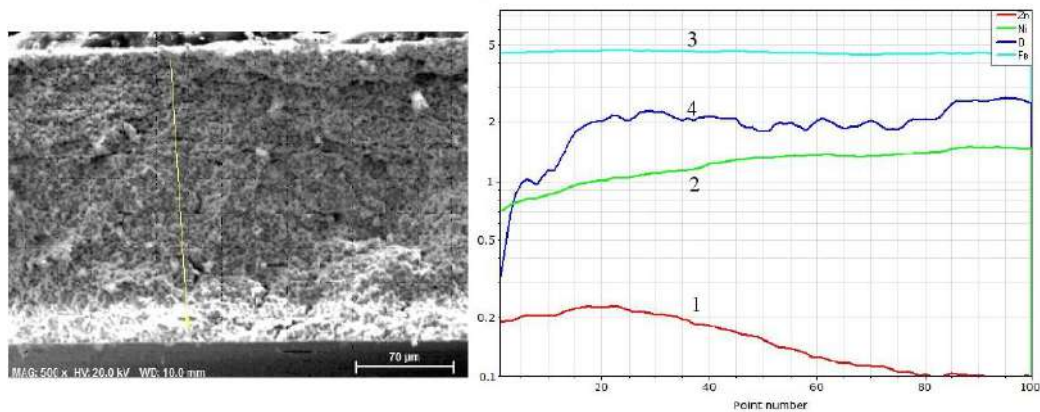


Рисунок 2- SEM-изображение торцевой поверхности и распределение элементов по толщине образца (1 – цинк, 2 – никель, 3 – железо, 4 – кислород)

Видно, что используемая в данной работе технология позволяет добиться квазинепрерывного распределения ионов цинка и никеля по толщине образца в диапазоне концентраций от $x=0$ до 0.2. Можно предположить, что изменение магнитных и диэлектрических характеристик происходят преимущественно по толщине пленок, а каждый из слоев многослойной структуры имеет магнитную восприимчивость χ и удельную намагниченность σ , близкие к параметрам однородных материалов соответствующего состава.

Были изучены зависимости удельной намагниченности градиентных структур от величины индукции магнитного поля $\sigma=f(B)$ при комнатных температурах в геометрии параллельного и перпендикулярного направления магнитного поля относительно плоскости пленок. При приложении поля параллельно плоскости образца петли гистерезиса для всех однородных образцов имели стандартный вид (рис. 3). Для аппроксимации петель гистерезиса каждого из слоев образца использовались выражения :

$$\sigma = \pm \sigma_s \operatorname{th}\left(\frac{\pm B - B_c}{2\delta}\right)$$

где σ_s – намагниченность насыщения, σ_r – остаточная намагниченность (верхний знак соответствует восходящей ветви петли, нижний знак – нисходящей).

Результаты эксперимента подтвердили предположение, что результирующая петля магнитного гистерезиса градиентной структуры может быть образована «суммированием» ординат петель магнитного гистерезиса отдельных слоев структуры (рис. 3).

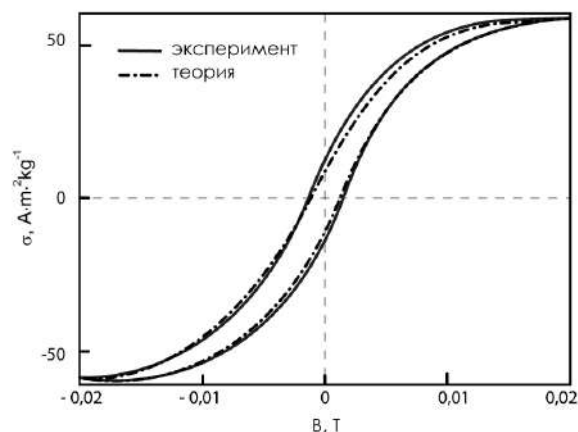


Рисунок 3- Петли магнитного гистерезиса образца с градиентом состава (магнитное поле параллельно поверхности слоя)

В случае если внешнее поле коллинеарно градиенту величины намагниченности (градиенту состава) – $\mathbf{H} \parallel \nabla \sigma$, петли имели вид, представленный на рисунке 4.

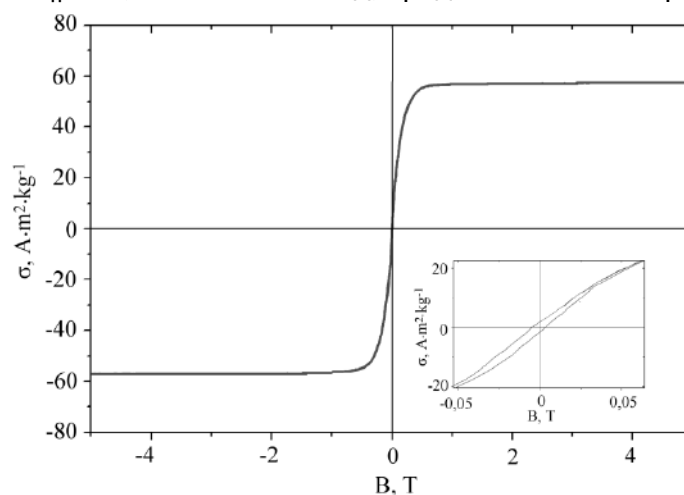


Рисунок 4 - Петли магнитного гистерезиса образца с градиентом состава (магнитное поле $\mathbf{H} \parallel \nabla \sigma$). На вставке детально изображена область вблизи $B = 0$

В пределах погрешности эксперимента, сдвига петли гистерезиса (ни по оси σ , ни по оси B), свидетельствующего о наличии в исследуемых материалах внутреннего поля обнаружено не было. Вероятной причиной этого является наличие в системе полидоменной структуры, препятствующей появлению внутреннего магнитного поля.

Используемый в данной работе метод получения градиентных структур, может быть эффективен при изготовлении магнитных материалов (в частности, ферритов) с модифицированными характеристиками.

Список литературы:

- [1] J.V. Mantese, S.P. Alpay. Graded Ferroelectrics, Transpacitors and Transponents. Springer, New York. (2005). 153 p.
- [2] В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, Л.С. Лобановский, К.И. Янушкевич. ФТТ, **58**, 1907, (2016).

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СО СВЯЗНОСТЬЮ 3-(3-0)

Шут В.Н., Лалетин В.М., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л., Медведева Ю.В.
ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь,
e-mail: shut@vitebsk.by

Мультиферроики – материалы, в которых сосуществуют магнитное и электрическое упорядочение, а взаимодействие электрической и магнитной подсистем проявляется в виде магнитоэлектрического (МЭ) эффекта – возникновении в образце электрического поля при приложении магнитного – $E = \alpha H$ [1]. С точки зрения практического применения наиболее перспективными являются двухфазные магнитоэлектрические композиты различной связности, состоящие из двух механически связанных друг с другом фаз – магнитоэлектрической и пьезоэлектрической. Хотя МЭ эффект отсутствует в отдельных фазах, в результате взаимодействия пьезоэлектрической и магнитной подсистем через упругие деформационные поля, он наблюдается в композитах – возникает как результат произведения свойств (product property) отдельных фаз структуры. Важными факторами, определяющими характеристики МЭ композитов, являются качественный интерфейс (perfect interface) между магнитной и пьезоэлектрической фазами и тип их связности. Из 10 возможных типов соединения фаз в двухфазных композитах, наибольшее распространение получили объемные композиты со связностью 3-0 (по классификации Newnham [2]). При этом одна фаза композита (обычно пьезоэлектрическая) имеет связность во всех трех направлениях (обозначается индексом 3), а вторая фаза (магнитная) – изолированная и не имеет связности ни в одном направлении (обозначается индексом 0).

Теоретически доказано, что для достижения высоких МЭ характеристик необходимо повышенное содержание (свыше 50 %) магнитной фазы. Задача создания таких систем оказалась практически трудно реализуемой из-за высокой проводимости зерен магнитной фазы, способствующей возникновению в композите перколяционного эффекта. Наличие этого эффекта существенно затрудняет процесс поляризации композита и усиливает проблемы, связанные с токами утечки (leakage problem). Кроме того недостатком многих двухфазных композитов (особенно с металлическим магнитным наполнением) является их недостаточная механическая прочность. Многочисленные попытки решения указанных проблем за счет вариации состава композитов и параметров стандартной керамической технологии, а также использования альтернативных способов изготовления (горячее прессование, СВЧ и SPS спекание и другие) позволили сделать это лишь частично.

Одним из перспективных способов повышения диэлектрических и МЭ характеристик композитов является создание структур с модифицированной связностью (квазисвязностью) [3]. Эффективность данного подхода была продемонстрирована на примере трехфазных квази-0-3(0-3-3) полимерных композиционных систем (polymer lased composites). В них внедрение обеих активных компонент (пьезоэлектрической и магнитной) осуществлялось в полимерную матрицу (сополимеры P(VDF-TrFE)), через которую происходит взаимодействие фаз. Благодаря высокому качеству интерфейса, механические свойства структуры в целом при этом оказываются необыкновенно высокими.

В данной работе нами исследуются характеристики композита на основе ЦТС и феррита никеля с квазисвязностью 3-(3-0). В отличие от полимерных квазиструктур (в которых неактивный полимер используется просто в качестве связующего вещества) в нашем случае в качестве матрицы используется пьезоактивная PZT керамика, вносящая дополнительный вклад в МЭ отклик образца. А в качестве наполнителя PZT матрицы может выступать МЭ композит (0-3) PZT-NiFe₂O₄ с высоким (до 80%) содержанием феррита никеля. В результате суммарная концентрация магнитной фазы

в образце может превышать ее содержание в образцах с обычной связностью, что также должно способствовать увеличению МЭ характеристик.

Получение МЭ структур проводилось по керамической технологии. В качестве исходных материалов использовали цирконат - титаната свинца марки ЦТС 23 (пьезоэлектрическая фаза) и феррит никеля с добавками кобальта $\text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_{4-\delta}$ (магнитострикционная фаза). Из этих компонент синтезировали промежуточный композиционный материал PZT 850 – 20 масс.% и феррит никеля кобальта – 80 масс.%. Спекание проводилось на воздухе при температуре 1180°C в течение двух часов в тиглях со свинецсодержащей засыпкой во избежание нарушения стехиометрии состава пьезокерамики. Далее промежуточный композит перетирали в ступе в течение 1,5 часов в жидкой среде до получения порошкообразного состояния. На следующем этапе промежуточный композит смешивали с порошком PZT 850, прессовали в таблетки и спекали по указанному выше режиму. В результате были получены образцы системы $(1-x)$ PZT – $x\text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_{4-\delta}$ с суммарным содержанием феррита 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6 весовых долей. После спекания, образцы (диаметр 8.7 – 9 мм) подвергались плоскопараллельной шлифовке.

Результаты дифракционного анализа композитов различных составов и чистых исходных компонентов свидетельствуют о том, что используемая в настоящей работе технология позволяет получать двухфазные структуры: ферритмагнитная фаза $\text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_{4-\delta}$ (со структурой шпинели) и сегнетоэлектрическая фаза PZT (с тетрагональной перовскитной структурой) отдельно сосуществует в композитах всех составов. Других промежуточных или межграницных фаз с помощью рентгеновского дифракционного анализа обнаружено не было. Результаты исследований влияния состава композита на удельное сопротивление представлены на рис.1. Для исследованных композитов величина удельного сопротивления попадает в интервал от $5 \cdot 10^{12}$ Ом·м до $1 \cdot 10^{14}$ Ом·м, что позволило провести эффективную поляризацию образцов.

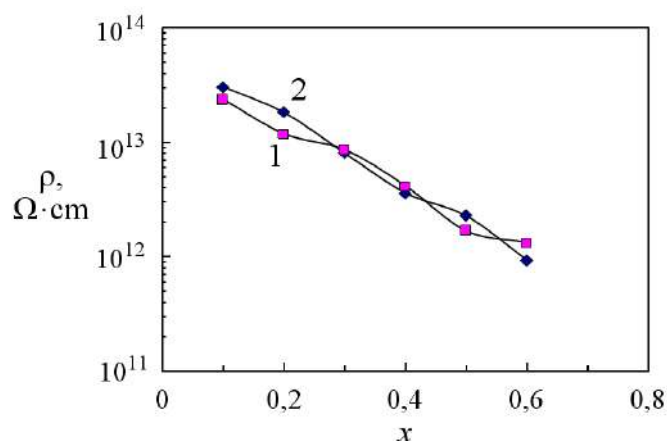


Рисунок 1 - Зависимости удельного сопротивления композиционных материалов от концентрации феррита никеля (1 - образцы с квазисвязностью 3-(3-0), 2 - образцы с «обычной» связностью 0-3)

На рисунке 2 представлены зависимости диэлектрической проницаемости (ϵ) и тангенса угла потерь ($\text{tg}\delta$) композитов различной связности от содержания фазы феррита в них. Для обоих видов связности наблюдается монотонное уменьшение ϵ с увеличением концентрации феррита и рост диэлектрических потерь. Следует отметить, что при всех концентрациях потери при комнатной температуре находятся на удовлетворительно низком уровне ($\text{tg}\delta \leq 0.02$). Изменение поперечного магнитоэлектрического коэффициента в зависимости от концентрации феррита в композитах различной связности представлена на рис. 3.

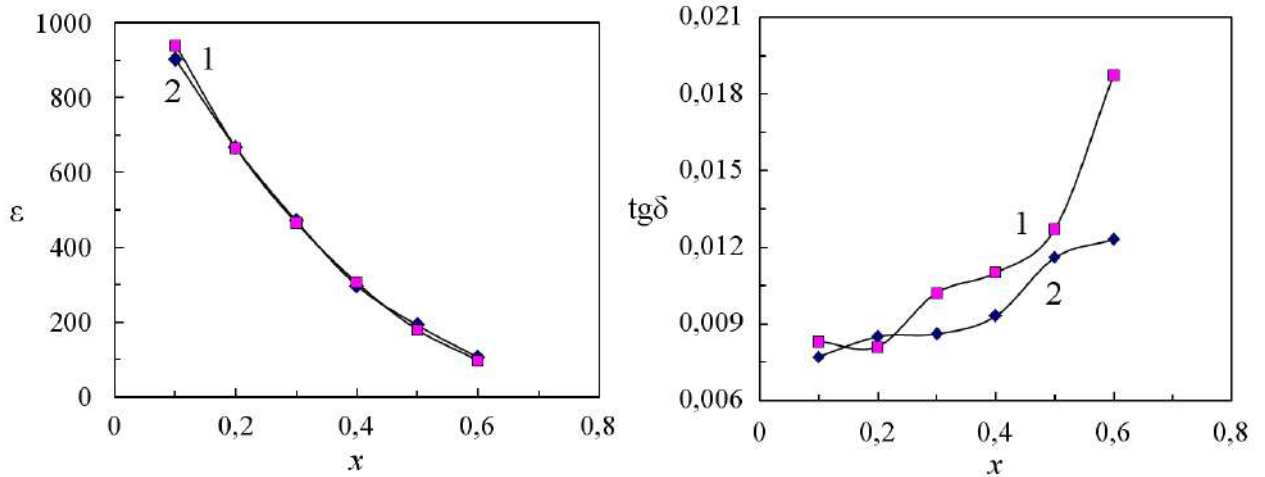


Рисунок 2- Зависимости ϵ и $\text{tg}\delta$ композитов различной связности от концентрации феррита никеля (1 - связанность 3-(3-0), 2 - 0-3)

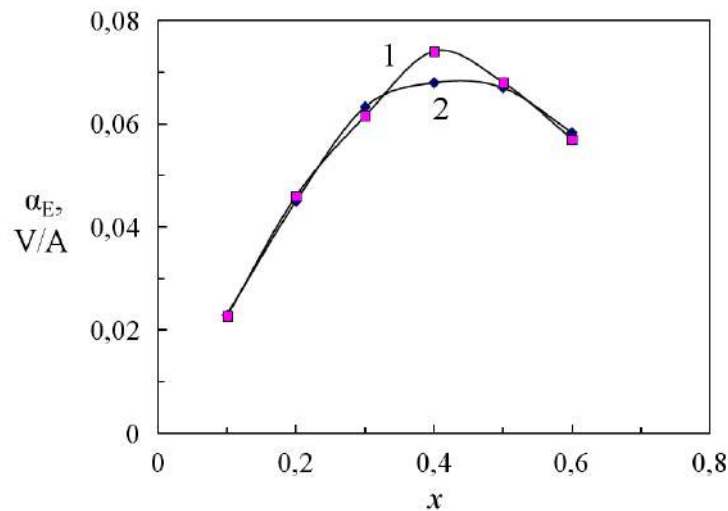


Рисунок 3 - Зависимости поперечного МЭ коэффициента от концентрации феррита для композитов различной связности (1 - связанность 3-(3-0), 2 - 0-3)

Видно, что максимальное значение МЭ коэффициента достигается при концентрациях феррита 40-50 вес.%. Причем для композитов со сложным типом связности α_E на ~10% выше по сравнению с «классическими» образцами. Следует отметить, что разработанный метод изготовления объемных композиционных материалов с новым типом связности 3-(3-0) имеет дальнейшую перспективу развития за счет оптимизации состава и температурных режимов синтеза.

Список литературы:

- [1] J. Ma, J. Hu, Z. Li, C.-W. Nan. Adv. Mater. 23, 1062 (2011).
- [2] R.E. Newnham, D.P. Skinner, L.E. Cross. Mat. Res. Bull. 525 (1978).
- [3] Multiferroic magnetoelectric composites: Historical perspective, status, and future directions / C.-W. Nan [et al.] // J. Appl. Phys. – 2008. – Vol. 103, Is. 3. – P. 031101–031101-35.

**ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ ОКСИДА МЕДИ СОНОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ И
ИССЛЕДОВАНИЯ ИХ СВОЙСТВ**

Шут В.Н.* , Мозжаров С.Е.* , Янченко В.В. , Акулёнок О.М.*****

**Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

**Витебский государственный технологический университет,
Витебск, Беларусь*

***ОДО «Научно-исследовательское коллективное предприятие Ресан»,
Витебский государственный медицинский университет, Витебск, Беларусь.*

****УЗ «Витебская областная клиническая больница», Витебск, Беларусь*

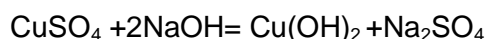
Порошки оксидов меди нашли многочисленные применения в различных областях: они являются основой высокотемпературных сверхпроводников и применяются для изготовления прозрачных проводников p -типа, производства электрохромных покрытий, стекла и эмалей, а также используются в качестве газового сенсора и фотовольтаического материала в солнечных батареях [1]. Оксиды меди широко используются как антибактериальные продукты [2], для защиты древесины, в катализе, в частности, для приготовления катализатора, применяемого для очистки газовых смесей от оксида углерода в выбросах промышленных предприятий, для очистки выхлопных газов двигателей внутреннего сгорания, а также для придания медицинским материалам биоцидных свойств [3].

На сегодняшний день существует достаточно большое количество методов получения мелкодисперсных и наноразмерных порошков оксида меди: высокотемпературный процесс окисления; электрический взрыв проводников; электролиз меди с использованием переменного тока промышленной частоты и др. [4]

В последнее время для получения мелкодисперсных и наноразмерных порошков различного назначения активно развиваются методы с применением ультразвука – сонохимические и соноэлектрохимические методы [5, 6]. Существенным достоинством сонохимических методов является их высокая производительность и дополнительные возможности управления ходом процесса, как путем изменения параметров химических реакций, так и за счет изменения режимов УЗ-воздействия.

Нами предложен новый метод получения оксида меди под действием ультразвука из прекурсора – гидроокиси меди ($\text{Cu}(\text{OH})_2$).

На первом этапе, при медленном добавлении раствора CuSO_4 под действием ультразвука к раствору NaOH (мольное соотношение - 1:2,2) получаем $\text{Cu}(\text{OH})_2$:



На втором этапе - отмытую и осажденную гидроокись меди смешиваем с дистиллированной водой (объемное отношение твердого к жидкому 1:3) и подвергаем действию ультразвука в течение 5 минут. За это время голубая гидроокись меди превращается в темно коричневую смесь оксидов меди.

Эффекты воздействия УЗ на химические процессы в жидких средах достаточно хорошо исследованы [6-8]. Кроме нагрева среды и интенсификации массопереноса, воздействие УЗ вызывает кавитационные явления — образование микропузырьков, при коллапсе которых могут быть достигнуты очень высокая температуры (>5000 К), давление (>20 МПа) и скорость охлаждения ($> 10^7$ К/с), а также происходит генерация ударных волн. Благодаря этому на кавитационных пузырьках возникают дополнительные центры зародышеобразования и одновременно разрушаются агрегаты частиц под действием ударных волн. Все эти факторы благоприятствуют использованию ультразвука для получения ультрадисперсных и наноразмерных материалов.

Средний арифметический размер частиц полученного порошка, определенный с помощью прибора ANALYSETTE 22 MicroTec plus фирмы «FRITSCH» (рисунок 1),

равен 610 нм. Метод лазерного сканирования не дает представления о морфологии частиц, поэтому образовавшиеся конгломераты считаются за частицу крупных размеров. Соответственно реальный средний размер частиц (а также кристаллитов) будет меньше.

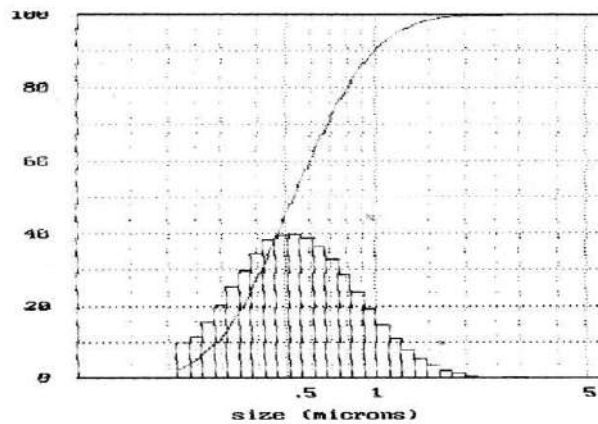


Рисунок 1 - График Fritsch-анализа порошка оксида меди

На рисунке 2 приведены рентгенодифракционные спектры полученного порошка и этого же порошка отожженного при 400 °С в течение 4 часов.

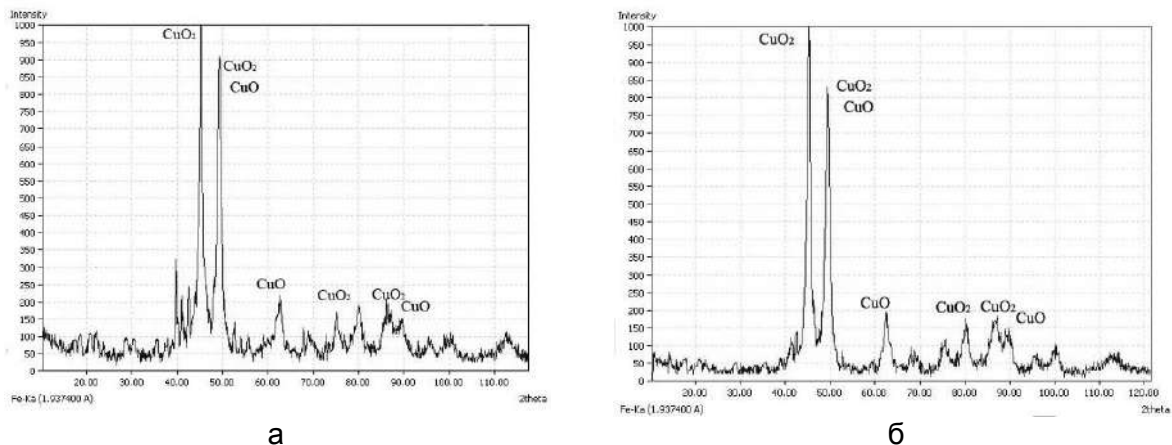
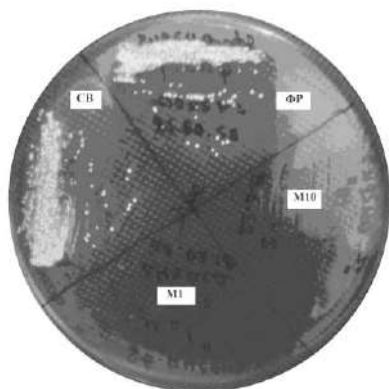


Рисунок 2 - Дифрактограмма порошка оксида меди полученного под воздействием ультразвука а) и затем отожженного б)

Спектры показывают, что порошки практически не отличаются по составу, что позволяет считать метод пригодным для получения мелкодисперсных порошков оксида меди.

Была протестирована антибактериальную активность полученного порошка. Тестирование проводили на штамме золотистого стафилококка - *Staphylococcus aureus* subsp. *aureus* Rosenbach (ATCC 25923). Для этого готовили рабочую взвесь микробов на стерильном физрастворе ($1,5 \times 10^8$ КОЕ на мл), которая добавлялась (по 100 мкл) в три микропробирки. Первая микропробирка (1), контрольная, содержала 1 мл физраствора, вторая (2) и третья (3) по 1мл физраствора с порошком оксида меди в концентрации 1 и 10 мг/мл соответственно. Пробирки инкубировались 24 часа при комнатной температуре. Затем микробиологической петлей производили посев содержимого микропробирок и исходной рабочей взвеси микробов на чашки с кровяным агаром для количественного определения микробов и на чашку с Мюллер Хилтон агаром для качественного определения (рисунок 3) микроорганизмов - в опытных и контрольных пробах.



СВ – посев исходной суспензии штамма *Staphylococcus aureus*; ФР - посев из пробирки 1 (без оксида меди); М1- посев из пробирки 2 (концентрация оксида меди 1 мг/мл); М10 - посев из пробирки 3(концентрация оксида меди 10 мг/мл)

Рисунок 3 - Чашка для качественного определения микробов, через 24 часа инкубации

Чашки инкубировались 18 часов при температуре 35°C. Затем оценивали количество выросших колоний (колонии микроорганизмов на рис.3 видны как белые точки и пятна). После 24 инкубации бактерий с порошками оксида меди колонии микроорганизмов отсутствовали. В контрольных - выявлялись микроорганизмы *Staphylococcus aureus* в концентрации $1,0 \times 10^6$ КОЕ на мл.

Список литературы

1. Sears , W.M. Preparation and properties of Cu_2O/Cu photovoltaic cells/ W.M. Sears , E. Fortin// Solar Energy Materials.– 1984.– №10 .– P. 93-103
2. Biokinetics of different-shaped copper oxide nanoparticles in the freshwater gastropod, *Potamopyrgus antipodamm* / T.Ramskova [at all]// Aquatic Toxicology.– 2015.– № 163.– P. 71-80.
3. Toxicity of copper oxide nanoparticles in lung epithelial cells exposed at the air-liquid interface compared with in vivo assessment / X.Jing [at all] // Toxicology in Vitro.– 2015.– Vol. 29.– P. 502-511.
4. Применение наноразмерных медьсодержащих порошков в качестве эффективных биоцидных препаратов/ Гарасько Е.В. [и др.] // Изв. вузов. Химия и хим. технология.–2008.–Т. 51,№ 10.– С. 116-119
5. Copper oxide nanomaterials: Synthesis, characterization and structure-specific antibacterial performance / A.Ananth [et all] // Chem. Eng. Jour.– 2015.– № 262.– P. 179-188.
6. Mancier, V. Synthesis and characterization of copper oxide (I) nanoparticles produced by pulsed sonoelectrochemistry /Valerie Mancier , Anne-Lise Daltin , Didier Leclercq// Ultrasonics Sonochemistry.– 2008.– №15.– P.157–163.
7. Sdez, K. Sonoelectrochemical Synthesis of Nanoparticles/ K. Sdez, T.J. Mason // Molecules.– 2009.– Vol. 14, № 10.– P. 4284-4299.
8. Bang J. H., Sustick K.S. Applications of Ultrasound to the Synthesis of Nanostructured Materials / J. H. Bang K.S., Sustick //Adv. Mater. –2010. –Vol. 22. –P. 1039-1059.

АТОМНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ КРИСТАЛЛОВ ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА С ПРОФИЛЬНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ХРОМА

**А.Л. Толстихина¹, Р.В. Гайнутдинов¹, Н.В. Белугина¹, В.Н. Шут²,
С.Е. Мозжаров², И.Ф. Кашевич³**

¹ *Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Ленинский просп. 59, Москва, Россия*

² *Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

³ *ВГУ им. П.М. Машерова, Витебск, Беларусь*

E-mail: kashevich@tut.by

Интерес к исследованию доменной структуры сегнетоэлектрических материалов сильно возрос в последние годы благодаря развитию новой отрасли прикладной науки - доменной инженерии (domain engineering), которая занимается разработкой методов создания в сегнетоэлектрических кристаллах доменных структур с определенной геометрией для применения в различного рода функциональных устройствах. Поэтому развитие методов исследования сегнетоэлектрических доменов остается важной задачей современной физики сегнетоэлектриков. В этом отношении методы сканирующей зондовой атомно-силовой микроскопии (АСМ) показали большие практические и потенциальные возможности, как для исследования доменной структуры сегнетоэлектриков на нанометровом уровне, так и формирования в материале программируемых доменных конфигураций. Однако сложность в интерпретации полученных АСМ изображений, связанных с различными артефактами, сдерживает широкое применение этих методов при исследовании поверхностей диэлектриков из-за статического электричества, особенно для кристаллов, содержащих примеси. Поэтому изучение доменной структуры АСМ методами проводится комплексно с использованием нескольких методов электрической АСМ (сканирующей емкостной микроскопии, микроскопии пьезоэлектрического отклика, сканирующей микроскопии Кельвина).

Сканирующая емкостная микроскопия (СЕМ) известна как метод измерения пространственных вариаций емкости с высоким разрешением [1]. В основном используется для высокоточного анализа концентрации легирующей примеси в полупроводниковых структурах, количественной оценки толщины диэлектрических пленок или диэлектрической постоянной. К сегнетоэлектрикам пока этот метод применялся мало, о чем можно судить по ограниченному количеству исследовательских работ. Применение этого метода к изучению реальной структуры сегнетоэлектриков представляется весьма интересным, так как ранее для анализа и идентификации дефектов в диэлектриках успешно использовались способы, основанные на измерении емкости [2].

В данной работе исследована конфигурация доменных границ кристаллов триглицинсульфата TGS-TGS+Cr с ростовой периодической примесной структурой методами сканирующей емкостной микроскопии (СЕМ), микроскопии пьезоэлектрического отклика (МПО), сканирующей микроскопии Кельвина, проводящей АСМ.

Кристаллы были выращены скоростным методом при постоянной температуре роста 31.4 °С (температура Кюри TGS – 49.15 °С), пересыщение чистого раствора было 0.1 °С, раствора с примесью – 0.5 °С [3]. Периодическое изменение состава достигалось путем доращивания затравки попеременно в растворах разного состава – в номинально чистом и содержащем легирующую примесь ионов хрома (Cr³⁺). Концентрация хрома в растворе 5 – 6 вес.%. Время роста затравки в чистом растворе – 1.5 часа, в примесном растворе – 4.5 часа за один цикл. Образцы (толщиной 1.5 – 2 мм) получали свежим сколом по плоскости спайности (010), для чего из пирамиды роста грани *m* вырезали бруски с большой осью, параллельной сегнетоэлектрической оси *b*, которые затем раскалывали. Выходящие на поверхность (010) номинально «чистые» и примесные полосы наблюдались в оптический микроскоп и имели ширину ~ 200 и 500 мкм, соответственно.

Кристаллы исследовали на сканирующем зондовом микроскопе NTEGRA Prima (НТ-МДТ, Россия) по стандартным методикам электрической АСМ [17]. Использовали кремниевые кантилеверы (марка SCM-PIT, Bruker) с покрытием Pt со следующими характеристиками: частота $f = 75$ кГц, постоянная жесткости $k = 2.8$ Н/м, радиус закругления острия 20 нм. Доменную структуру изучали в контактном режиме МПО при приложении переменного электрического поля U_{ac} с амплитудой 1 В и частотой 371 кГц к проводящему зонду путем измерения сигнала электромеханического отклика.

Для измерения поверхностной вариации емкости применялась двухпроходная бесконтактная методика, в которой при первом проходе в процессе сканирования регистрируется рельеф, а при повторном, проводимом на постоянном расстоянии кантилевера от поверхности при поданном переменном напряжении $U = U_0 + U_1 \times \sin(\omega t)$, измеряется амплитуда колебаний кантилевера на второй гармонике (2ω). Поскольку электростатическая сила, с которой зонд притягивается к поверхности, равна $F = -\frac{1}{2} U^2 \times dC/dZ$, соответствующая амплитуда $A_2\omega U \sim U_1^2/4 \times dC/dZ$, и полученное в процессе сканирования изображение определяется распределением поверхностной емкости. В наших экспериментах измерения в емкостном режиме проводились при приложении переменного электрического поля U_{ac} с амплитудой 3 – 4 В и частотой 29 кГц. В принципе измеряемая емкость характеризует систему зонд-образец в целом, но вклад в емкость от различных участков поверхности убывает обратно пропорционально расстоянию от зонда (а дифференциальная емкость dC/dz , соответственно, еще быстрее), поэтому данная методика все же относится к разряду локальных. Точковые изображения получали методом проводящей АСМ в контактном режиме при подаче на нижний электрод напряжения.

Методом МПО и СЕМ исследовали полярную поверхность кристалла и были получены контрастные изображения одного и того же участка поверхности с границей между полосами: «чистой» (слева) и примесной (справа) (рис. 1а,б).

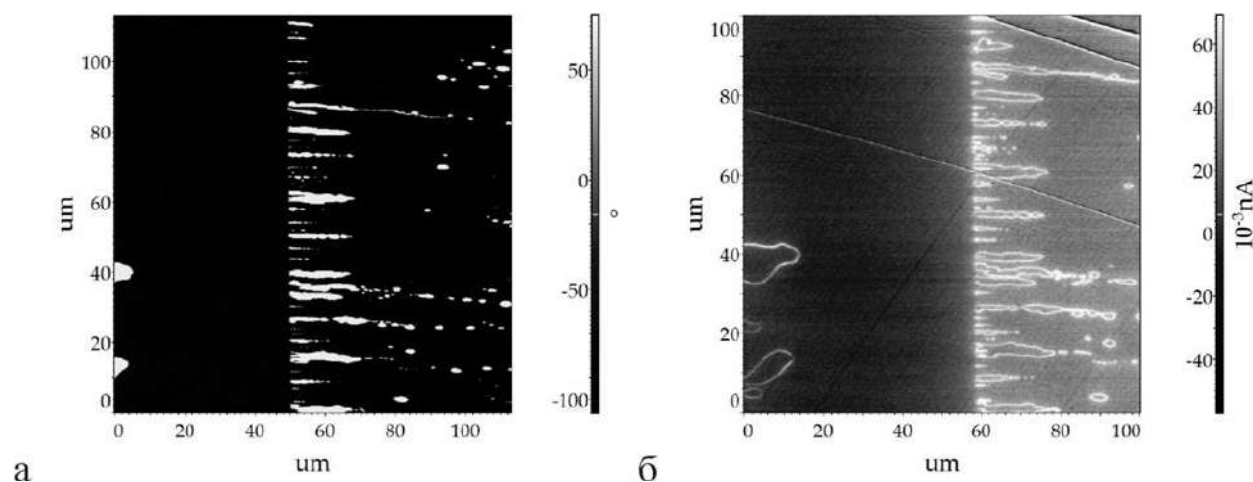


Рисунок 1 - Один и тот же участок полярной поверхности кристалла TGS – TGS+Cr с чистой (слева) и примесной (справа) полосой: МПО (а), СЕМ (б). Граница между полосами отображается повышенной плотностью доменных стенок. Размер 100 × 100 мкм.

Наличие мелкодисперсных доменов с одной стороны границы и в самой полосе указывает на то, что это примесная полоса. Конфигурация доменов на обоих изображениях отображается одинаково. На МПО-изображении разница в контрасте (светлый, темный) обусловлена только переменной знака полярности 180°-ных доменов. На СЕМ-изображении наблюдаются три контраста: светлый, соответствующий доменным границам, темный – полосе чистого TGS, и еще один промежуточный серый – полосе с примесью хрома.

На рис. 2 представлены изображения другого участка поверхности того же кристалла с границей между «чистой» и примесной полосой, не характерного для полосчатых кристаллов, полученные в различных режимах АСМ. На МПО-изображении (рис. 2а) слева виден крупный домен (темный контраст) положительного знака (по

данным сканирующей микроскопии Кельвина), характерный для «чистого» кристалла, и отсутствует мелкодисперсная доменная структура, которая определяла бы примесную полосу.

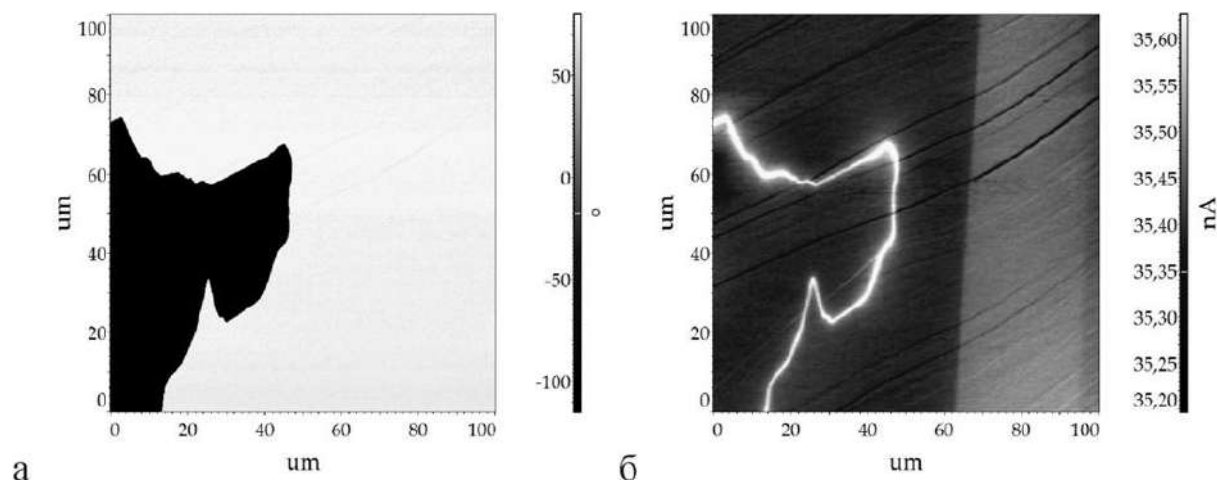


Рисунок 2 - Изображение одного и того же участка полярной поверхности кристалла TGS – TGS+Cr: микроскопия пьезоэлектрического отклика, фазовый контраст (а), сканирующая емкостная микроскопия, амплитудный контраст (б). Размер 100 × 100 мкм.

В данной ситуации, имея только одно МПО-изображение, невозможно определить, где находится граница полос, и установить взаимосвязь доменной и примесной структуры. На рис. 2б приведено СЕМ-изображение того же участка поверхности. Можно видеть, что помимо границ крупного домена за счет пространственного изменения емкости обнаруживается примесная полоса с промежуточным серым контрастом. Заметим, что вклад в контраст емкостного изображения также дают элементы рельефа поверхности.

Метод сканирующей емкостной микроскопии впервые применен к изучению сегнетоэлектрических кристаллов триглицинсульфата с профильным распределением примеси хрома. Показано, что контраст емкостного изображения формируется в областях с градиентом примеси, на доменных границах и на отдельных элементах рельефа (гребнях выступающих ступеней скола). Основанный на измерении пространственной вариации емкости и обладающий высокой чувствительностью к наличию примеси метод СЕМ позволил наблюдать ростовые примесные полосы в сегнетоэлектрическом кристалле вне связи с доменной структурой и устанавливать взаимосвязь дефектной и доменной структуры.

На примере водородсодержащих кристаллов с периодической примесной ростовой структурой продемонстрированы преимущества комплексного метода нанодиагностики, объединяющего сканирующую емкостную микроскопию, микроскопию пьезоэлектрического отклика, проводящую АСМ, сканирующую микроскопию Кельвина для исследования доменной и дефектной структуры сегнетоэлектриков.

Список литературы

1. Сорокина К.Л., Толстихина А.Л. // Кристаллография. 2004. Т.49. №3. С.541.
2. Oliver R. A. // Rep. Prog. Phys. 2008. V.71 P. 076501.
3. Шут В.Н., Кашевич И.Ф., Воттс Б.Э. // Кристаллография. 2004. Т. 49, № 2. С. 253.

**ВЛИЯНИЕ СТЕХИОМЕТРИИ НА СТРУКТУРУ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $BaTiO_3$, ЛЕГИРОВАННОЙ ЛАНТАНОМ**

Шут В.Н., Трубловский В.Л., Бобров В.П., Медведева Ю.В., Ильющенко Д.А.
Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
Витебский государственный университет имени П.М. Машерова, Витебск,
Беларусь
ОАО ВЗРД «Монолит»
e-mail: shut@vitebsk.by

Благодаря своим высоким диэлектрическим и сегнетоэлектрическим свойствам керамические материалы на основе титана бария ($BaTiO_3$) широко применяются при изготовлении конденсаторов, элементов памяти, пьезоэлектрических преобразователей, терморезисторов с положительным температурным коэффициентом сопротивления [1]. Для модификации свойств керамики в зависимости от конкретных требований используют различные примеси. Титанат бария (ТБ) имеет перовскитную структуру, с общим обозначением ABO_3 . Ионы бария Ba^{2+} локализованы в углах элементарной ячейки, кислород занимает центры граней, образуя октаэдрическую конфигурацию. В центре кислородного октаэдра размещается титан. Катион Ti^{4+} имеет некоторую свободу перемещения внутри октаэдрической поры, так как ионный диаметр Ti^{4+} меньше расстояний между кислородными ионами. При легировании, ионы бария могут быть замещены на одно, два и тривалентные катионы; ионы титана – на два, три, четыре или пентавалентные элементы [2]. Это открывает огромные возможности по управлению свойствами соединений на основе титаната бария за счет частичного или полного замещения элементов кристаллической решетки при различном сочетании легирующих примесей. Кроме валентности примесных ионов, важную роль играет положение, в которую они внедряются в решетку. Занимаемое положение главным образом зависит от соотношения ионных радиусов примеси и замещаемого базового элемента, а также от стехиометрии (соотношения Ba/Ti), концентрации, условий синтеза.

Среди гетеровалентных примесей достаточно часто используют лантан La. В перовскитной структуре координационное число (Ba^{2+}) равно 12, (Ti^{4+}) – 6, а радиусы ионов составляют $Ba^{2+}(12) = 1,61(\text{Å})$, $Ti^{4+}(6) = 0,61\text{Å}$. Радиусы ионов лантана составляют: $La(12) = 1.36(\text{Å})$ и $La(6) = 1.03(\text{Å})$. Поэтому лантан занимает позицию бария. При гетеровалентном замещении бария компенсация заряда зависит от концентрации вводимого лантана. При малых концентрациях избыточный положительный заряд компенсируется свободными электронами, а при больших ($>1/5$ мол.%) – за счет образования отрицательно заряженных вакансий по титану. В первом случае образуется полупроводниковая керамика, обладающая эффектом положительного температурного коэффициента сопротивления, во-втором – зернограничная диэлектрическая керамика. Таким образом легирование приводит к изменениям как в А-подрешетке, так и в сегнетоактивной В-подрешетке. Поэтому введение ионов лантана в структуру ТБ существенно смещает температуру Кюри (~ 24 °С/мол%), размывает фазовый переход. При концентрациях $La > 4$ мол.% могут проявляться релаксационные явления, связанные с образованием кластеров из ионов лантана и титановых вакансий. Не смотря на достаточно большой объем работ, многие аспекты явлений, происходящих в таких материалах, остаются не ясными. В частности не было проведено последовательного исследования по влиянию стехиометрии на свойства керамики. В данной работе представлены результаты исследования влияния соотношения Ba/Ti на структуру и электрофизические характеристики керамики $BaLaTiO_3$.

Методика получения образцов. В качестве исходных компонентов для приготовления образцов использовались порошки титаната бария фирмы Fuji (Япония) с исходным соотношением $Ba/Ti \approx 1.0025$, содержанием свободного BaO - 1.53%, средним размером частиц ≈ 0.5 мкм. Для корректировки Ba/Ti в сторону увеличения применяли $BaCl_2$, который при помоле осаждали углекислым аммонием. Для корректировки Ba/Ti в сторону уменьшения применяли TiO_2 со и средним размером частиц ≈ 1 мкм. Помол и перемешивание производили в капролоновых барабанах с циркониевыми мелющими телами в течение 8 часов в водной среде. После перемешивания шихту обезвоживали и сушили. Затем производили термообработку в камерной печи при $T_{max} = 970^\circ C$ в течение 1 часа. Было получено три состава порошков ТБ со следующими соотношениями Ba/Ti : 0.996; 1.001; 1.005. Из полученных порошков готовили составы в соответствии с формулой:

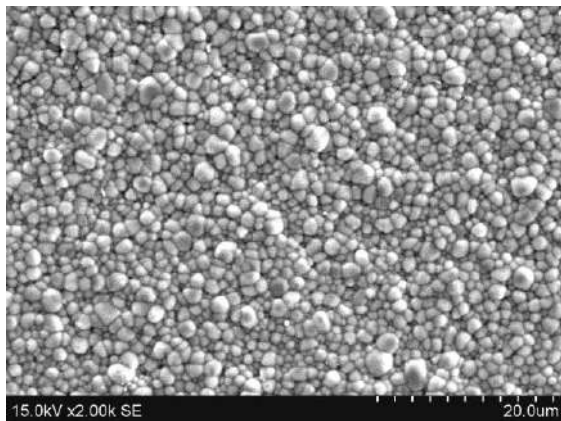


Лантан вводился в форме водного раствора $La(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$ (марки ХЧ ТУ 6-09-4676-83, содержание основного компонента 99.3%). Для осаждения нитрата лантана в суспензию вводили карбонат аммония $(NH_4)_2CO_3$. Из полученного порошка прессовали заготовки диаметром 17.0 мм толщиной 1.15 мм при давлении 1400 кг/см^2 .

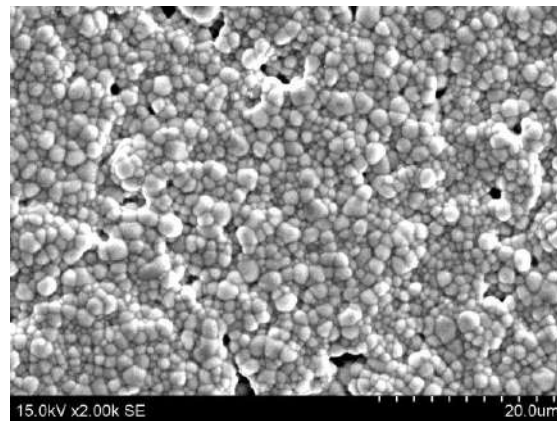
При спекании образцов использовали двухстадийный режим термообработки [3]. С целью получения мелкозернистой структуры проводился быстрый нагрев образцов до $T_1=1350^\circ C$ (время выдержки $t_1=6$ мин), затем температура снижалась до более низких значений $T_2=1270^\circ C$. Спекание при T_2 производили в течение 4 ч.

Результаты их обсуждения. Микроструктура образцов $Ba_{0.95}La_{0.05}Ti_{1\pm\delta}O_3$, полученных из порошков с различной стехиометрией, приведена на рисунке 1.

$Ba/Ti = 0.996$



$Ba/Ti = 1.001$



$Ba/Ti = 1.005$

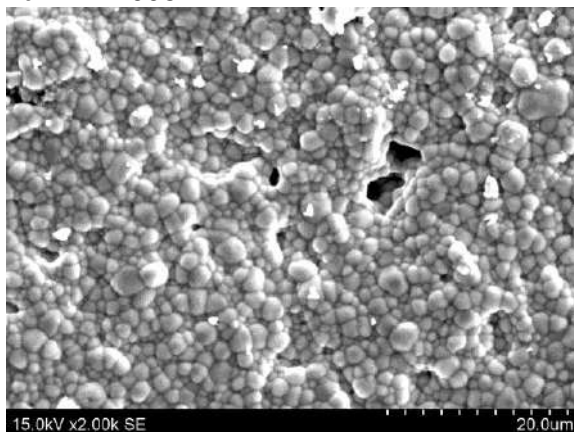


Рисунок 1- Микроструктура образцов $Ba_{0.95}La_{0.05}Ti_{1\pm\delta}O_3$, полученных из порошков с различной стехиометрией:

- 1- $Ba/Ti = 0.996$;
- 2 - $Ba/Ti = 1.001$;
- 3 - $Ba/Ti = 1.005$

Видно, что все образцы имеют достаточно однородную микроструктуру со средним размером зерен $d = 1-3$ мкм. Формирование мелкозернистой структуры характерно для керамики ТБ, легированной лантаном. При больших концентрациях примеси (5 мол.%), а также из-за сегрегационных процессов, часть La может выделяться на границах зерен с образованием при синтезе дополнительных фаз, которые препятствуют росту кристаллитов. Кроме того, развитие микроструктуры затормаживается при использовании двухстадийных режимов термообработки.

Дифрактограммы исследуемых образцов приведены на рисунке 2. Кристаллическая структура соответствует кубической фазе. Керамика, полученная из порошков с соотношением $Ba/Ti = 1.005$, практически однофазна. На рентгеновских спектрах других образцов регистрируются добавочные фазы. С отклонением от стехиометрии в сторону обогащения барием размер элементарной ячейки незначительно уменьшается (рентгеновские пики смещаются в сторону больших углов).

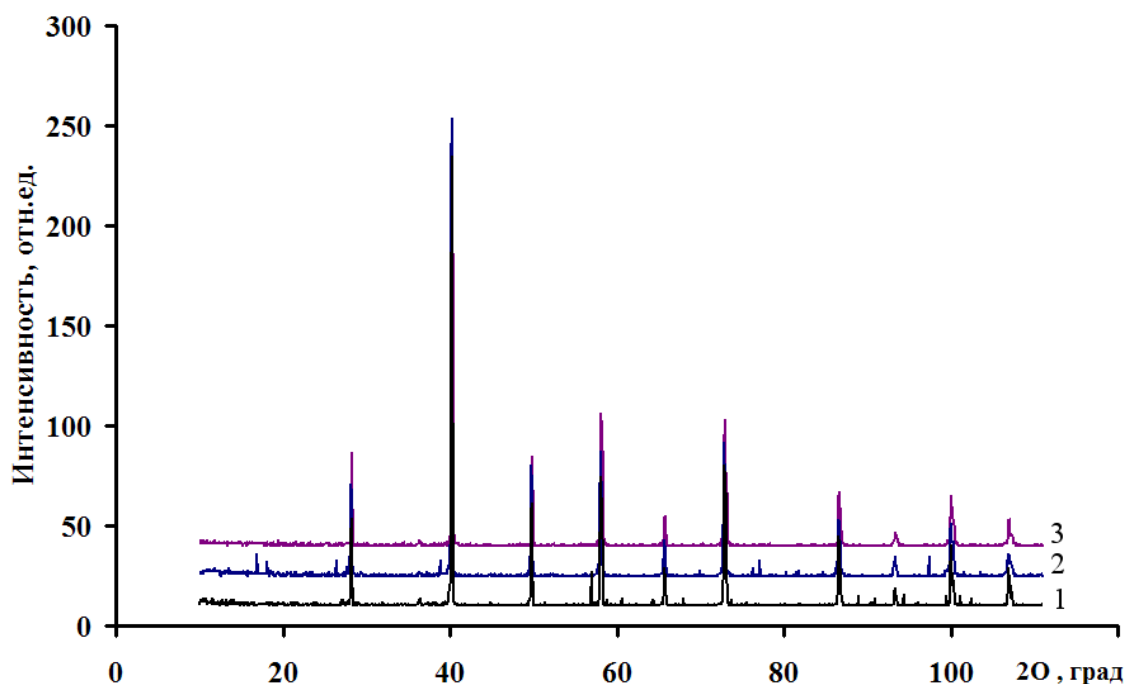


Рисунок 2 - Дифрактограммы керамики $Ba_{0.95}La_{0.05}Ti_{1\pm\delta}O_3$, полученной из порошков с различной стехиометрией: 1- $Ba/Ti = 0.996$; 2 - $Ba/Ti = 1.001$; 3 - $Ba/Ti = 1.005$

На рис. 3 представлены температурные зависимости диэлектрической проницаемости ϵ керамики с различной стехиометрией. С увеличением содержания титана температура фазового перехода достаточно значительно снижается (более, чем на 10 градусов). Однако при этом, диэлектрическая проницаемость в окрестности температуры Кюри ϵ_m максимальна. Это достаточно парадоксальный результат. На температуру ФП перовскитных структур могут влиять следующие факторы: размерные эффекты и внутренние напряжения, связанные с фазовым переходом [4]; наличие добавочных фаз; положение, которое занимает примесь в решетке материала. Последний фактор можно исключить из рассмотрения, поскольку радиус иона лантана больше октаэдрической поры ТБ – La замещает позицию Ba. Размерные эффекты, связанные с фазовым переходом, могут сказываться на параметрах ячейки и температуре ФП при размерах зерна керамики менее 1 мкм. В нашем случае размер зерна составлял 1-3 мкм. Образование дополнительных фаз может приводить к возникновению больших внутренних напряжений (до 400 МПа) из-за разности температурных коэффициентов расширения [5]. По-видимому, этот фактор играет ключевую роль в смещении температуры Кюри в нашем случае.

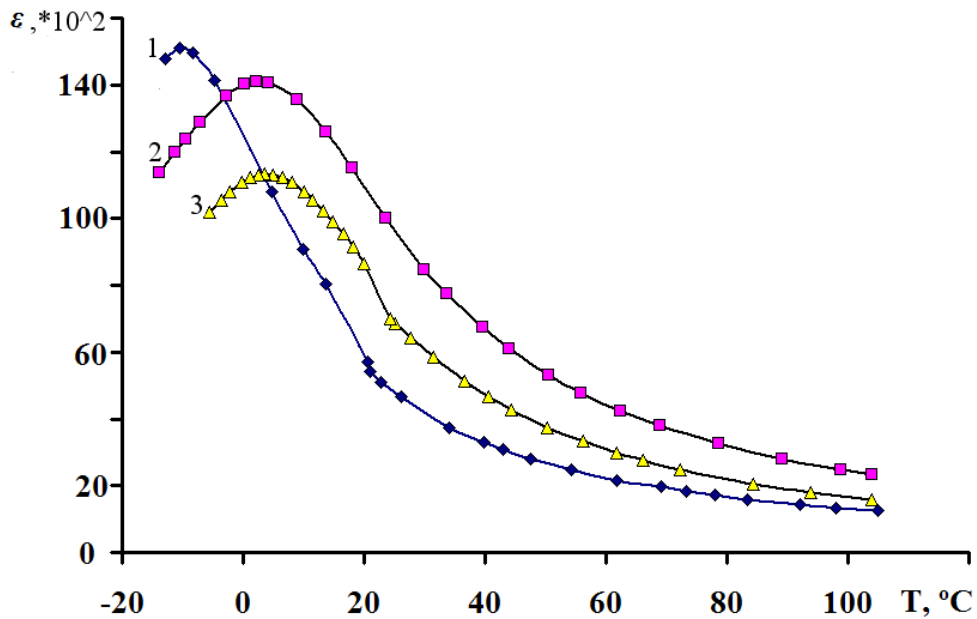


Рисунок 3- Температурные зависимости керамики $Ba_{0.95}La_{0.05}Ti_{1\pm\delta}O_3$:
 1- $Ba/Ti = 0.996$; 2 - $Ba/Ti = 1.001$; 3 - $Ba/Ti = 1.005$

Образцы, обогащенные титаном ($Ba/Ti = 0.996$), не смотря на присутствие избыточных фаз, характеризуются наиболее развитым фазовым переходом. Это обусловлено тем, что согласно SEM изображениям, керамика этого состава имеет наиболее однородную, крупнокристаллическую, безпористую микроструктуру.

Таким образом, экспериментально доказано, что стехиометрия исходных порошков оказывает значительное влияние на фазовые переходы в керамике титаната бария, легированной лантаном (температуру Кюри, значение диэлектрической проницаемости).

Список литературы:

1. Electroceramics: Materials, Properties, Applications. 2nd Edition. Edited by A. J. Moulson and J. M. Herbert. 2003 John Wiley & Sons, 557 p.
2. M.T. Buscaglia, V. Buscaglia, M. Viviani, P. Nanni, M. Hanuskova Influence of foreign ions on the crystal structure of $BaTiO_3$. J. Eur. Ceram. Soc. 2000. V. 20, N. 12. P. 1997–2007.
3. V.N. Shut, S.R. Syrtsov, V.L. Trublovsky, D.A. Il'yuschenko, I.O. Troyanchuk. Dielectric characteristics of $Ba_{1-x}La_xTiO_3$ ceramics with submicron grain size. Ferroelectrics. 2014, V. 460, P.11–17.
4. Z. Zhao, V. Buscaglia, M. Viviani, M. Teresa Buscaglia, L. Mitoseriu, A. Testino, M. Nygren, M. Johnsson, P. Nanni. Grain-size effects on the ferroelectric behavior of dense nanocrystalline $BaTiO_3$ ceramics. PHYSICAL REVIEW B 70, 024107 (2004).
5. Jung-Kun Lee, Kug-Sun Hong, Jin-Wook Jang. Roles of Ba/Ti Ratios in the Dielectric Properties of $BaTiO_3$ Ceramics. J. Am. Ceram. Soc., 84 [9] 2001–2006 (2001).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТРЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ КАТАНКИ

^aПлатов С.И., ^bНекит В.А., Огарков Н.Н., Ярославцев А.В., Керимова Л.Ф.
ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им.
Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия
^a psipsi@mail.ru, ^b nekit.49@mail.ru

Параметры трения на поверхности контакта инструмента и заготовки были исследованы инженерным методом определения напряжений при волочении проволоки круглого поперечного сечения [1]. При изучении параметров трения при волочении проволоки было установлено частичное несоответствие полученных результатов и практических данных. Целью работы является исследование методов двумерного описания пластического течения металла при волочении проволоки, для изучения условий трения на контактной поверхности заготовки и инструмента. Условия трения между инструментом и заготовкой в процессе формирования металла имеют большое значение при теоретическом анализе параметров энергии и силы [4-15].

Обычно условия трения принимаются до начала исследования и напряжения. В расчетах использовали два способа учета контактного трения.

По первому способу - закону Кулона–Амонтона коэффициент контактного трения f определяется как отношение касательного напряжения трения τ_k к нормальному давлению σ_n со стороны инструмента на поверхность металла [2-3]

$$f = \frac{\tau_k}{\sigma_n}. \quad (1)$$

Во втором способе определения величины контактной силы трения используется коэффициент, называемый фактором трения f_s , который определяется как часть от максимального касательного напряжения k (предела текучести $2k$)

$$f_s = \frac{\tau_k}{2k}. \quad (2)$$

По теоретическим соображениям фактор трения не может быть больше 0,5, так как в противном случае деформируется поверхностный слой заготовки.

Инженерные методы исследования процессов обработки металлов давлением преимущественно применяют первый способ учета сил контактного трения [16-17]. При решении аналогичных задач методом характеристик проще задавать условия контактного трения с помощью фактора трения f_s . При этом коэффициент контактного трения Кулона –Амонтона f может быть определен после завершения решения задачи по выражению (1)

Методы исследований

Метод характеристик используется для решения задач двумерного пластического течения, в том числе для задачи волочения плоской полосы [1-2]. В работе использован частный случай, имеющий конечное решение. Это решение является границей перехода от одного вида полей характеристик к другому, его условно можно отнести к границе между высокими и низкими очагами пластической деформации.

Зависимости, определяющие параметры волочения, могут быть представлены в следующем виде.

Касательное напряжение на поверхности контакта [1-2]

$$\tau_k = k \cdot \sin 2\delta, \quad (3)$$

где δ - условный параметр [2].

Сила волочения T [2]

$$T=2L_{ab}(\sigma_n \sin \alpha + \tau_k \cos \alpha), \quad (4)$$

где L_{ab} —длина линии контакта,

α - полуугол волокни.

Напряжение волочения p [2]

$$p = 2kr \left[\alpha + \delta + \frac{\sin(\alpha + \delta)}{\sin \alpha} \cos \delta \right], \quad (5)$$

где r - относительное обжатие.

Соотношение между полууглом волокни α и относительным обжатием ε

$$\varepsilon = \frac{\sqrt{2} \sin \alpha}{\cos\left(\frac{\pi}{4} - \delta\right) + \sqrt{2} \sin \alpha}. \quad (6)$$

Расчеты и исследования проведены для случая волочения катанки из стали со следующими характеристиками:

-диаметр катанки – 5,5мм;

-полуугол волокни α - 6°.

Результаты исследований

Совместное решение уравнений (3-8) позволяет установить зависимость между фактором трения f_s и коэффициентом трения f , она представляет зависимость близкую к прямой, при этом коэффициент трения может принимать значения, большие 0,5 (рис.1).

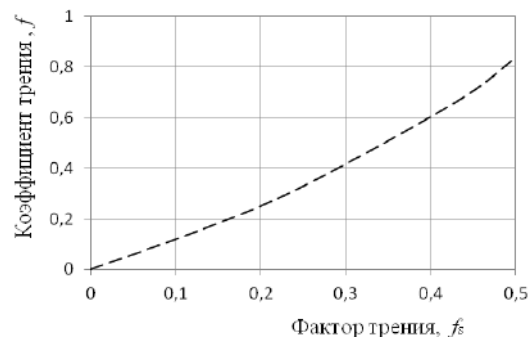


Рисунок 1 - Зависимость коэффициента трения и обжатия при волочении от фактора трения

В соответствии с полученным решением для низкого очага пластической деформации значения напряжения волочения, полученные расчетом по инженерному методу и расчетом по методу характеристик, отличаются незначительно.

Проведены исследования параметров волочения проволоки для высокого очага пластической деформации. Результаты исследования напряжений, полученных с помощью инженерного метода значительно ниже результатов напряжений с аналогичными исходными параметрами, полученными с помощью метода характеристик (Рис.2). Разница между результатами достигает 50%. Можно предположить, что в двумерном решении учитываются затраты энергии на вихревые потоки металла в очаге пластической деформации при волочении.

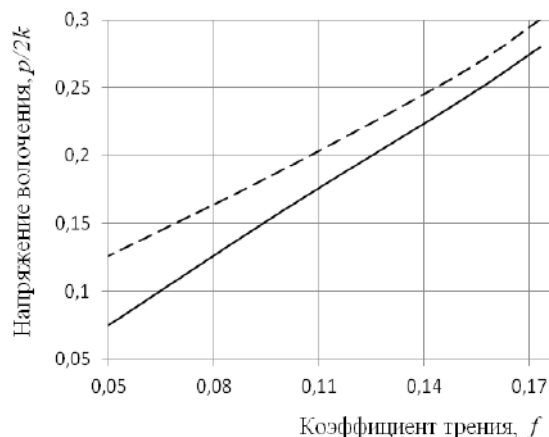


Рисунок 2 - Зависимость напряжения волочения от степени деформации для высокого очага пластической деформации (коэффициент трения на поверхности контакта $f=0,06$): ____ получено расчетом инженерным методом, _ _ расчет по методу характеристик

Заключение

Оценка напряжений волочения проволоки по инженерному методу показала, что применение метода плоских сечений в случае, когда относительная высоты очага пластической деформации 2 и более, дает большие ошибки из-за допущений и упрощений решения. Поэтому, рекомендуется при анализе процесса волочения проволоки в условиях высокого очага пластической деформации (для относительной высоты очага пластической деформации 2 и более) применять двумерные методы решения или другие, более точные методы оценки параметров волочения проволоки.

Большое практическое значение имеет взаимосвязь между фактором трения и коэффициентом трения, полученная в результате анализа результатов решения задачи по методу характеристик.

Список литературы:

1. Платов, С.И. Силы трения в процессе волочения катанки / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков // Перспективные материалы и технологии. Материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. - 2017. - С. 251-253.
2. Соколовский, В.В. Теория пластичности. – М: Высшая школа. – 1969. – 608 с.
3. Некит, В.А. Экспериментальное исследование опережения и отставания при прокатке / В.А. Некит, С.И. Платов, И.А. Курбаков, А.Д. Голев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2015. - № 1. - С. 52-54.
4. Некит, В.А. Механическая модель процесса прокатки-волочения тонких полос // Моделирование и развитие процессов ОМД. - 2014. - С. 114-118.
5. Некит, В.А. О положении нейтрального сечения в очаге пластической деформации при прокатке полос // Моделирование и развитие процессов ОМД. - 2012. - С. 137-138.
6. Некит, В.А. Условия трения и упругого сжатия валков при холодной прокатке листов и полос // Моделирование и развитие процессов ОМД. - 2009. - С. 101-104.
7. Некит, В.А. Теоретическое обоснование условия захвата при установившемся процессе холодной листовой прокатки // Моделирование и развитие процессов ОМД. - 2013 - С.72-75.

8. Платов, С.И. Совершенствование технических параметров обработки гибким инструментом катанки и проволоки перед волочением // Сталь. – 2005. - № 5. – С. 84-86.

9. Платов, С.И. Волочение катанки и проволоки с регламентируемым микрорельефом поверхности / С.И. Платов, Д.В. Терентьев, С.А. Морозов // Производство проката. - 2002. - № 4. - С. 27-28.

10. Платов, С.И. Способы получения катанки с регламентированным микрорельефом поверхности и особенности ее волочения / С.И. Платов, С.А. Морозов, Д.В. Терентьев // Фазовые и структурные превращения в сталях. – Магнитогорск. - 2002. - С. 333-338.

11. Патент на полезную модель. Устройство для распыления жидкости // RUS 110663 14.06.2011 / С.И. Платов, Р.Р. Дема, Д.А. Кувшинов.

12. Патент на изобретение. Способ подготовки поверхности заготовки для волочения // RUS 2196652 27.06.2001 / С.И. Платов, Д.В. Терентьев В.Н., Урцев, С.А. Морозов.

13. Платов, С.И. Исследование микрорельефа поверхности катанки и проволоки после обработки / С.И. Платов, В.К. Белов, В.П. Анцупов, Д.В. Терентьев, А.В. Анцупов, А.В. Анцупов // Вестник машиностроения. - 2005. - №4. -С. 29-31.

14. Патент на изобретение. Способ формирования микрогеометрии поверхности катанки и мелкого сорта // RUS 2196650 27.06.2001 / С.И. Платов, Д.В. Терентьев, В.Н. Урцев, С.А. Морозов, А.А. Макачук, В.С. Славин.

15. Огарков, Н.Н. Влияние параметров шероховатости на сцепление оболочки и сердечника при волочении биметаллической проволоки / Н.Н. Огарков, Е.С. Шеметова // Современные методы конструирования и технологии металлургического машиностроения. Под редакцией Н.Н. Огаркова. – Магнитогорск. - 2015. - С. 15-17.

16. Шеметова, Е.С. Оценка длины контакта криволинейной волюки с деформируемым материалом с учетом ее упругой деформации / Е.С. Шеметова, Н.Н. Огарков // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2010. - №2. - С. 38-40.

17. Огарков, Н.Н. Оценка устойчивости пластической деформации оболочки при волочении биметаллической проволоки / Н.Н. Огарков, Е.С. Шеметова // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2012. - №1. - С. 34-37.

ПЕРСПЕКТИВЫ ОПТИЧЕСКОГО МОНИТОРИНГА ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия.
drago@imp.uran.ru; pudov@imp.uran.ru

Введение

Уровень физических свойств твёрдых тел существенно зависит от состояния их кристаллической структуры, наличия в ней различных неоднородностей химического состава, внутренних напряжений, различных включений, шероховатости поверхности. В частности, в ферромагнитных сталях и сплавах при намагничивании уровень их магнитных характеристик в значительной мере определяется взаимодействием движущихся границ магнитных доменов с этими структурными неоднородностями. Эта связь динамики магнитных доменов с неоднородностями структуры металлов и сплавов служит надёжной основой их магнитной структуроскопии [1].

Методы магнитной структуроскопии металлов и сплавов.

Среди методов магнитной структуроскопии широко используется оптический мониторинг поверхности твёрдых тел с использованием различного вида оптических микроскопов. Они позволяют, например, в магнитомягких материалах исследовать динамику магнитной структуры при различных внешних воздействиях (механические деформации, термообработка, намагничивание, облучение), в целях улучшения структуры и свойств материалов. Так как наиболее массовые магнитомягкие сплавы и электротехнические стали (ЭТС) широко используются в качестве магнитопроводов в виде тонких листов и лент, то наиболее достоверным и информативным может быть исследование их структуры в одних и тех же участках материала на двух противоположных его поверхностях одновременно.

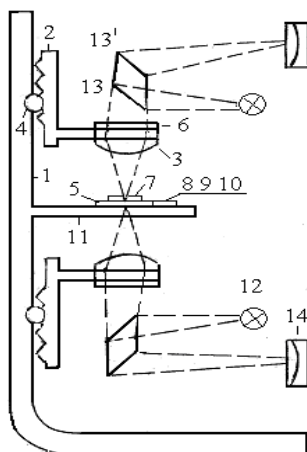


Рисунок 1- Схема устройства для оптического мониторинга двух поверхностей образца

Для этой цели устройство [2] на основе двух взаимосвязанных оптических систем, расположенных на общей станине 1 (рис.1). Оно снабжено двумя кольцевыми постоянными магнитами 6, перемещаемыми вдоль объективов 3, а также устройством для растяжения 7 и перемещения 8,9,10 исследуемых листовых образцов сплавов, располагаемых между объективами. Обе системы, состоят из одинаковых оптических элементов – объективов, окуляров 14, источников света 12, свето-преломляющих призм 13, 13', зубчато-винтовых механизмов фокусировки 4. Они расположены в вертикальной плоскости, параллельно одна относительно другой, причём их объективы установлены соосно и направлены линзами навстречу друг к другу.

Новое устройство создаёт возможность исследования кристаллической и магнитной структур и их изменений одновременно в двух противоположных слоях одного и того же участка металлического образца, а при его малых толщинах (0.30–0.05 мм для ЭТС) достаточно достоверно прогнозировать вид структуры и внутри образца. Становится также возможным определять оптимальные режимы обработок, места зарождения основных и замыкающих доменов, распределение и условия сквозного прохождения их границ, физические механизмы изменения параметров доменов при различных деформационно-текстурирующих воздействиях, улучшая магнитные свойства материала.

Результаты мониторинга поверхности лент сплава Fe-3%Si

Установлено, что сквозная магнитная структура из основных полосовых 180° доменов формируется при толщине кристалла порядка ширины этих доменов, для замыкающих доменов – порядка их длины. Обнаружено в объёме кристаллов сложное комплексное $180-90$ -градусное строение замыкающих доменных структур (рис.2), управление параметрами которых позволяет снижать магнитные потери при растяжении или локальной лазерной обработке стали или магнитопроводов [3–7].

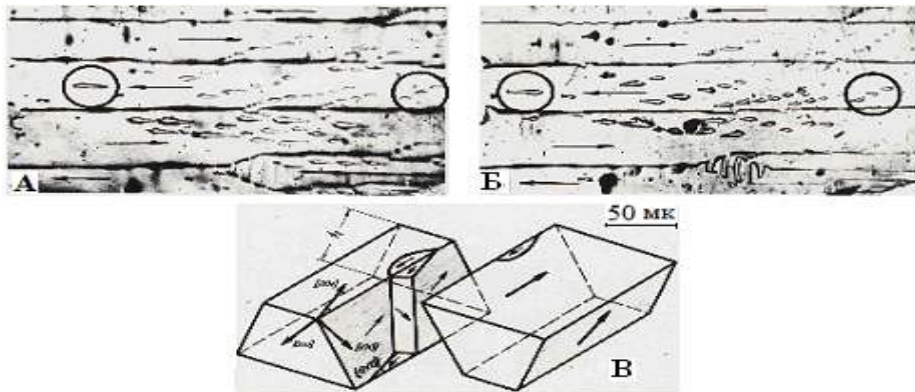


Рисунок 2- Вид сквозной магнитной структуры на верхней(а) и нижней (б) поверхностях кристалла стали и объёмная схема $180-90^\circ$ комплексов замыкающих доменов (в)

Изучение доменной структуры в сплаве Fe-3%Si типа $(110)[001]$ одновременно на двух противоположных его поверхностях (рис.3 а, б) позволило также определить и объёмный вид доменов в процессе их сложной перестройки при намагничивании под разными углами к оси лёгкого намагничивания (ОЛН), например, под углом 25° . В этом

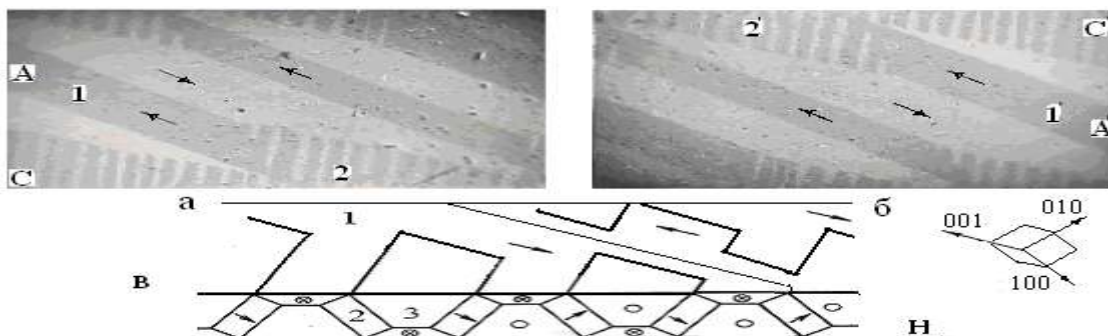


Рисунок 3 - Вид доменов типа А и С кристалла Fe-3%Si при намагничивании. H→ направление поля

случае вначале происходит постепенное вытеснение исходной полосовой структуры 180° доменов 1 типа А системой узких внутриобъёмных 90° доменов 2 типа С, намагниченных вдоль двух других ОЛН кристалла – $[010]$ и $[100]$. Магнитный поток доменов 2 новой структуры замыкается вблизи поверхностей кристалла через систему дополнительных трапецевидных доменов 3 (рис.3 в). Дальнейшее увеличение поля

приводит к росту тех доменов 2 структуры типа С, намагниченность которых ближе к направлению действующего поля H , чем намагниченность в соседних доменах.

Аналогичное объёмное строение замыкающей структуры доменов типа С обнаружено и вблизи достаточно крупных локальных дефектов в кристаллах сплава Fe-3%Si, поверхности которых составляют значительные углы с ОЛН (рис.4).

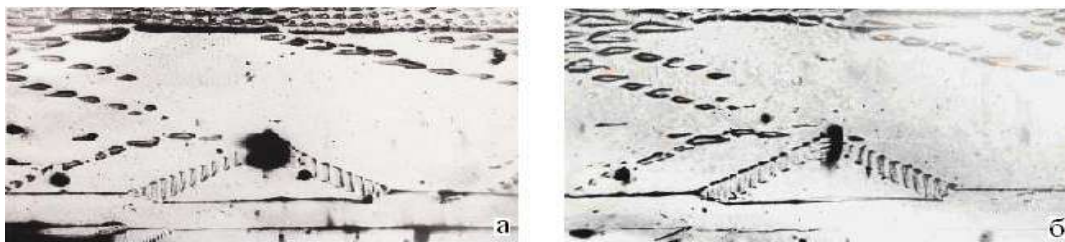


Рисунок 4 - Вид сквозной замыкающей доменной структуры при сквозном дефекте на верхней (а) и нижней (б) поверхностях кристалла.

Наличие 90° доменов в таких замыкающих структурах затрудняет смещение границ доменов при намагничивании и увеличивает линейную магнитострикцию сплава. Нанесение магнитоактивных (растягивающих металл) электроизоляционных покрытий переводит эти домены типа С в менее вредные клиновидные 180° субобласти.

Заключение

Таким образом, данное оптико-магнито-механическое устройство существенно повышает уровень и качество исследования кристаллической и магнитной структур и их изменений, причем одновременно в двух противоположных слоях и в объёме металлического образца. При этом технический результат направлен также на перспективность снижения трудоемкости, повышения информативности исследований, на расширение областей практического использования устройства.

Работа выполнена в рамках ГЗ по темам «Магнит» №АААА-А18-118020290129-5, «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3 и проекту УрО РАН №18-10-2-8.

Список литературы

1. Горкунов, Э.С. Влияние структуры сталей на процессы перемагничивания и решение задач магнитной структуроскопии / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, С.С. Родионова // Дефектоскопия. – 1998. – № 6. – С. 42–59.
2. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. Устройство для оптического мониторинга поверхностей твердых тел // Патент РФ. № 174673. Бюл. изобр. 2017. -№ 30.
3. Nozawa T., Mizogami M., Mogi H., Matsuo Y. Magnetic properties and dynamic domain behavior in grain-oriented 3%Si-Fe // IEEE Trans. Magn. -1996. -V.32, № 2.- P. 572–589.
4. Dragoshanskii Yu.N., Karenina L.S., Pudov V.I. Effect of laser treatment stress on the magnetic properties of grain-oriented electrical steel // Актуальные проблемы прочности: Сб. трудов. 53 Международной конференции. Витебск. – 2012. – Ч.1. – С. 231–233.
5. Драгошанский, Ю.Н. Улучшение магнитной структуры и свойств магнитомягких сплавов при модификации их поверхности / Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов // ФХОМ. – 2013. – №3. – С. 48–52.
6. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ изготовления анизотропной электротехнической стали // Патент RU. №2569260. Бюл. изобр. -2015.- №32.
7. Пудов, В.И. Доменная структура и магнитные потери шихтованных магнитопроводов при лазерной обработке / В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский // ФММ.– 2015.–Т.116, №6.– С.571-576.

**ОБРАТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ ОТ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ
В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ. ПРИЧИНЫ И СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ
СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ**

Гребеньщиков А.С., Волкова Н.П., Волков А.В., Ледер М.О., Калиенко М.С.
 ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда, Россия,
grebenshchikov_as@vsmpo.ru

Растущие требования к прочности крепежа изготавливаемого из титановых сплавов обусловили необходимость использования для этой цели высокопрочных $\alpha+\beta$ титановых сплавов с пределом прочности до 1500 Мпа. Однако, при достижении некоторой прочности, дальнейшее её повышение приводит к отсутствию роста или даже падению значений сопротивления срезу.

Начало текучести при чистом сдвиге по условию текучести Мизеса $\tau_s = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}} = 0.577 \sigma_s$. Для τ_s и σ_b зачастую применяют коэффициент $\frac{\tau_s}{\sigma_b} = 0.6 \div 0.63$, которое выполняется для сплавов мартенситного класса типа ВТ6 (Ti6Al4V). На высокопрочных сплавах $\alpha+\beta$ класса при повышении прочности наблюдается линейное снижение коэффициента $\frac{\tau_s}{\sigma_b}$ вплоть до 0.39.

Целью настоящей работы является поиск корреляции снижения сопротивления срезу с ростом прочности от структуры материала, а также напряженного состояния при испытании.

Материалом работы служили прутки после горячей прокатки из сплавов VST55531, VST3553, BT22, BT16, а также проволока из сплава VST55531 подвергнутая холодному волочению. На материал накладывались режимы термообработок позволяющие получить широкий диапазон прочностных характеристик. Испытание на двойной срез проводилось на цилиндрических образцах диаметром 3 мм и 12 мм по методике NASM 1213-13. Испытание на кручение проводилось на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 10 мм по ГОСТ 3565-80.

На рис. 1 представлены экспериментальная и теоретическая зависимость значений напряжения среза после испытания на двойной срез от условного предела прочности при испытании на растяжение.

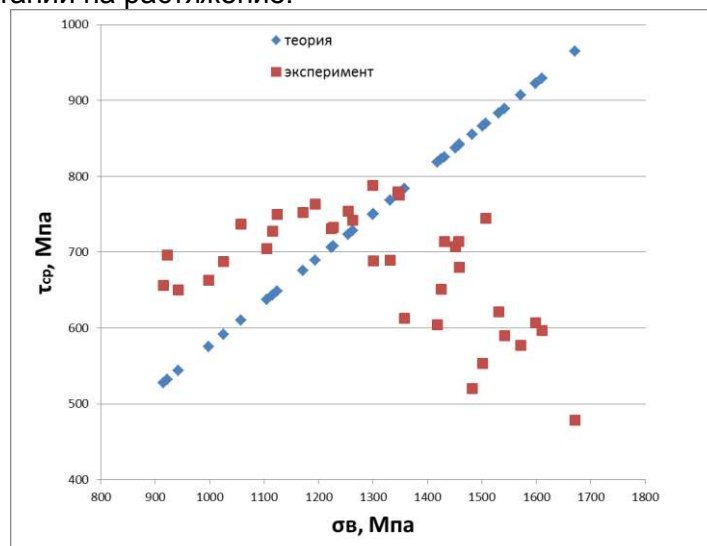


Рисунок 1 - Сопротивление срезу от условного предела прочности в титановом сплаве.

Данные представленные на рис. 1 свидетельствуют о существовании предельной прочности на растяжение, выше которой значения τ среза начинают снижаться. При испытании на осадку и кручение подобной картины не наблюдается. Соотношение прочностных характеристик близко к линейному (рис. 2).

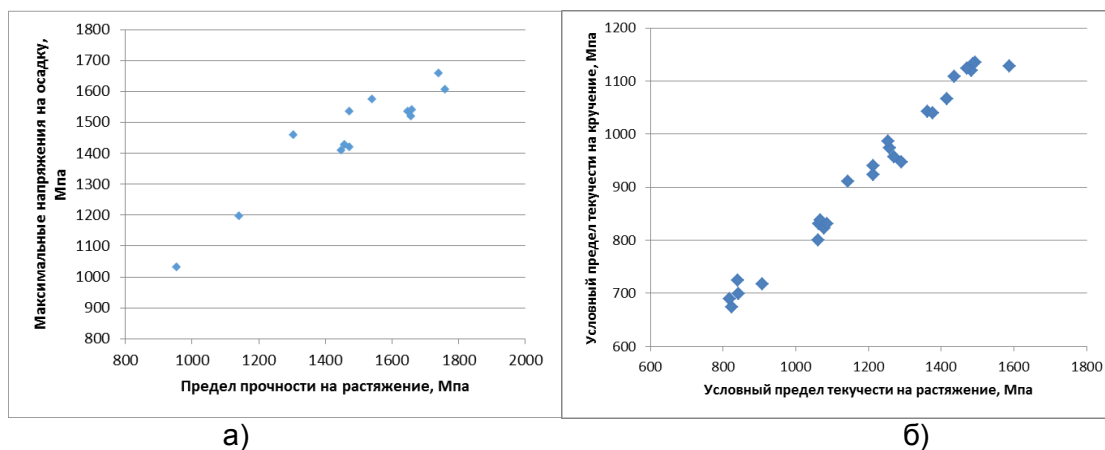


Рисунок 2 - Зависимость а) предел прочности на осадку от предела прочности на растяжение б) условный предел текучести на кручение от условного предела текучести на растяжение

В работе было рассмотрено влияние структуры на точку перегиба зависимости τ среза от σ_v . Обнаружено, что изменение структуры сплава в широком диапазоне не оказывает существенного влияния на положение точки перегиба. Обнаружено, что изменение химического состава сплава в диапазоне коэффициента β стабилизации 1 – 1.3 не приводит к изменению наклона линейной зависимости τ/σ_v от σ_v . Однако, при уменьшении диаметра цилиндрического образца при испытании на двойной срез с 12 до 3 мм наблюдается сдвиг точки перегиба τ_{cp} от σ_v в сторону более высоких значений прочности на растяжение, что приводит к получению повышенных значений сопротивления срезам в высокопрочных состояниях. Природа данного масштабного фактора на данный момент неясна.

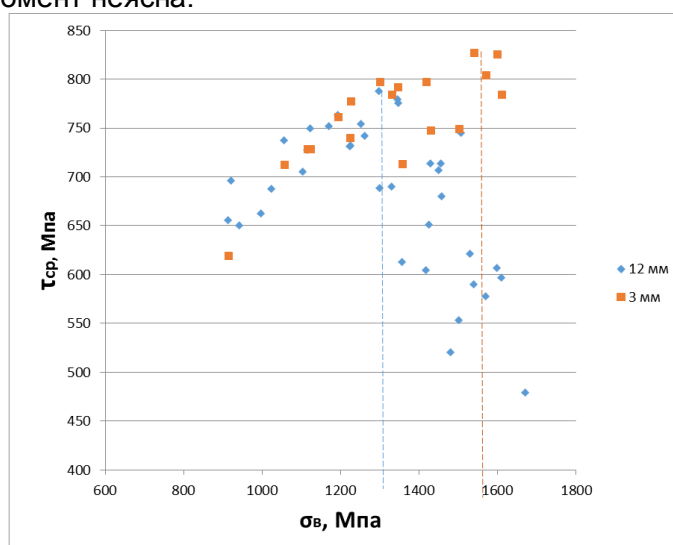


Рисунок 3 - Изменение точки перегиба зависимости τ_{cp} от σ_v при изменении диаметра образца при испытании на двойной срез.

В результате работы были сделаны следующие выводы:

- Использование критерия текучести Мизеса не корректно описывает напряжение течения при испытании на двойной срез
- Изменение микроструктуры материала не приводит к существенному изменению наклона линейного снижения коэффициента $\frac{\tau_s}{\sigma_v}$.
- Обнаружен масштабный фактор при испытании на двойной срез: уменьшение диаметра образца приводит к повышению максимальных достижимых значений сопротивления срезам.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПИЯ ПРИ ИЗГИБЕ БАЛОК, ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Орехов К.А., Павилайнен Г.В.

Россия, Санкт-Петербургский госуниверситет

email: G_V_Pavilaynen@mail.ru

Рассматриваются математические модели упругопластического изгиба балок, пластин и оболочек из пластически анизотропных материалов. Модель иллюстрируется решением задачи для горизонтальной консоли в двух случаях нагружения: сосредоточенной вертикальной силой на свободном конце и чистым моментом. Консольная балка постоянного сечения изготовлена из листового проката, обладающего свойствами разнопрочности и разносопротивляемости растяжению и сжатию при пластической деформации, в научной литературе закрепился также термин SD-материалы [1], буквально, «разнокрепкие». Этот эффект, как показывают многочисленные экспериментальные исследования, существенно меняет и качественно, и количественно картину процесса упругопластического изгиба [2,3].

Пределы текучести при растяжении или сжатии материала балки считаются известными, сосредоточенная нагрузка или момент считаются постоянными, продольные деформации балки не учитываются. Основываясь на классической теории изгиба балок и теории идеальной пластичности, задача решается аналитически. Получено дифференциальное уравнение для нахождения кривизны балки. В результате интегрирования получено точное решение для прогиба консоли при чистом изгибе и при изгибе сосредоточенной нагрузкой и проведен расчет для материала с эффектом SD (сталь А40Х) по формулам и с применением МКЭ. Получено хорошее совпадение теоретического и численного решений. Принимаются гипотеза плоских сечений и схема идеальной пластичности. Некоторые результаты для SD-балок получены в [4] - [7]. Деформацией сдвига в поперечном сечении при изгибе пренебрегаем. На рисунках 1 и 2 показаны схемы изгиба с образованием пластических зон, которые заштрихованы.

Для описания SD-эффекта вводим безразмерный параметр d как отношение предела текучести при сжатии одномерного образца σ_s к пределу текучести при растяжении σ_t . Предполагаем, что $d > 1$, что характерно для многих видов сталей и металлических сплавов. Балка имеет прямоугольное сечение с размерами $2h$ на b и длину L .

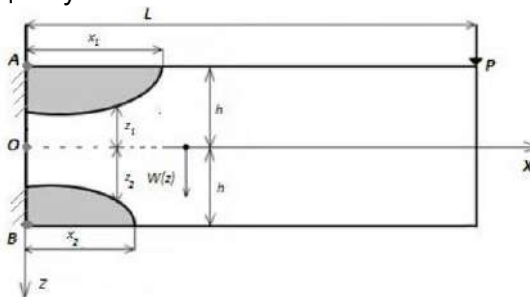


Рисунок 1

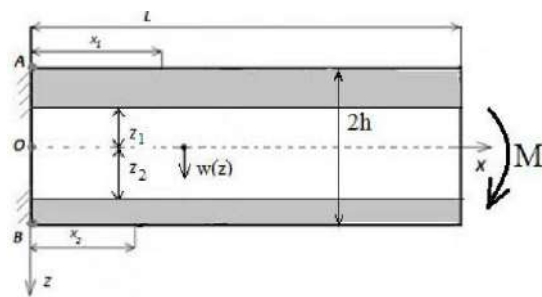


Рисунок 2

Предположение о наличии эффекта SD материала балки приводит к нарушению симметрии при развитии пластических деформаций, имеет место смещение нейтральной оси по сравнению со средней геометрической. Начало координат задаем в заделке балки на нейтральной оси, направление осей указано на рисунках, для вычисления отклонения нейтральной оси вводим функцию $z_0(x)$, для построения уравнения изгиба вводим две функции $z_1(x)$, $z_2(x)$, определяющие расстояния от нейтральной оси до границ раздела упругой и пластической части балки в областях растяжения и сжатия. А также введем длины пластических зон x_1 и x_2 . Фиксируем три случая различных НДС в сечении балки (рис. 1): упругий при $x_1 < x < L$; случай с одной пластической зоной в области растяжения $x_2 < x < x_1$; случай с двумя несимметричными пластическими зонами в области растяжения и в области сжатия

$0 < x < x_2$. В каждом случае дифференциальное уравнение изгиба имеет конкретный вид и общее решение по всей длине проводится «склейкой» решений при условиях непрерывности прогиба и угла поворота сечения. В случае изгиба чистым моментом он изгиб описывается одним дифференциальным уравнением.

Результаты решения задач приведены на рисунках 3,4. Расчет проведен для балок различной длины при значении сосредоточенной силы на свободном конце $P=1,5 \cdot 10^5$ N. Области с разным количеством пластических зон изображены различным цветом. На рис. 4 показано влияние величины момента на прогиб консоли при чистом изгибе.

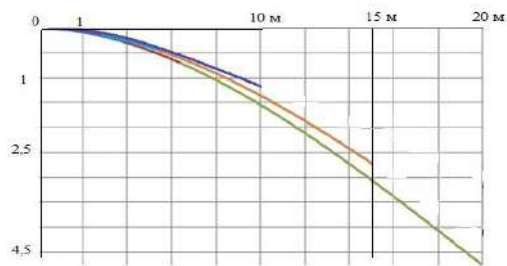


Рисунок 3

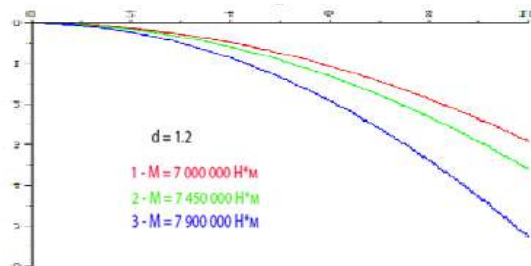
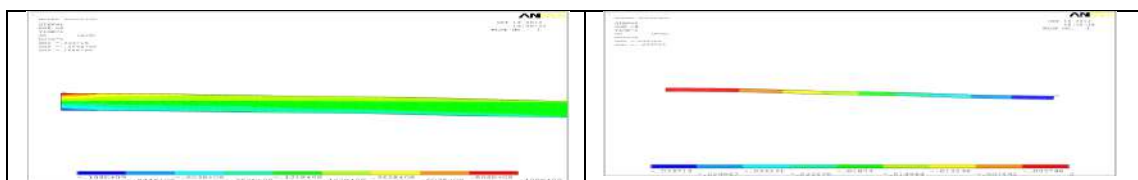


Рисунок 4

На рисунках 5,6 представлено численное решение по МКЭ с применением пакета ANSYS.



Рисунки 5, 6 Распределение напряжений и прогиб ($w=33,7$ см) при $P=1,2 \cdot 10^5$ N

Построенную математическую модель упругопластического изгиба балки можно использовать при исследованиях пластин и оболочек из SD-материалов.

Литература

1. Ohashi Y. Effects of complicated deformation history on inelastic deformation behaviour of metals // Memoirs of the Faculty of Engineering. Nagoya University. 1982. Vol. 34. N1. P.1-76.
2. Kulawinski D., Nagel K., Henkel S., Hubner P., Kuna M., Biermann H. Characterization of stress-strain behavior of a cast TRIP steel under different biaxial planar load ratios // Engineering Fracture Mechanics. Vol. 78, 2011. P. 1684–1695.
3. Рыбакина О.Г. Критерий текучести анизотропного материала, обладающего эффектом SD. // Вестн. Ленингр. ун-та. Исследования по упругости и пластичности. 1982. №14. С. 132--142.
4. Намазов М.Е. Упруго-пластический изгиб горизонтальных SD балок. // Современные проблемы теории машин. Новокузнецк: НИЦ МС, 2017. № 5, С. 88-94.
5. Лачугин Д.В. Упруго-пластический изгиб разнопрочной вертикальной консоли под действием сосредоточенной нагрузки на свободном конце. // Российско-китайский научный журнал "Содружество" раздел Физико-математические науки. 2016. № 2(2). С. 32-35.
6. Pavilaynen G.V. Elastic-plastic deformations of a beam with the SD-effect. AIP Conf. Proc. 2014 ICNAAM, Rhodes, Greece.
7. Pavilaynen G.V., Naumova N.V. Elastic-plastic deformations of SD-beams. In Proceedings VII Polyachov's Reading, Saint-Petersburg, 2015. Book of Abstract I, p.239.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

Ситдиков О.Ш., Автокротова Е.В., Ильясов Р.Р., Латыпова О.Э., Маркушев М.В.
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
sitdikov@nm.ru

Термонеупрочняемый сплав 1570С (Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, вес.%), является одним из перспективных конструкционных материалов авиакосмической техники нового поколения. Он легко обрабатывается давлением при повышенных температурах, в (ультра)мелкозернистом (УМЗ) состоянии демонстрирует уникальные сверхпластические свойства [1,2]. Одним из критичных вопросов промышленного использования сплава является отсутствие эффективного технологического процесса получения массивных предзаготовок с УМЗ структурой.

Цель работы - исследовать структуру и механические свойства слитков сплава подвергнутых всесторонней изотермической ковке (ВИК).

Заготовки $\varnothing 80 \times 150$ мм, вырезанные из гомогенизированного при 360°C в течение 6 часов слитка, последовательно осаживали и протягивали при температуре 325°C ($\sim 0,65T_{\text{пл}}$) до суммарной степени деформации $\epsilon \approx 12$ по схеме, представленной на рисунке 1 [3]. Форма и размеры заготовки при этом сохранялись приблизительно постоянными после каждого перехода. Для фиксации структурных изменений, вызванных деформацией, заготовку после ВИК охлаждали в воде. Структуру деформированного сплава исследовали в центральной части заготовок (в поперечном сечении, параллельном последней оси сжатия), применяя стандартные методы оптической металлографии (ОМ) (с использованием микроскопа «Nikon L-150»), а также сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (СЭМ и ПЭМ) (с использованием микроскопов «TESCAN MIRA 3 LMH SEM» с приставкой HKL Channel 5 и «JEOL-2000EX», соответственно). Угловые и размерные параметры структуры, в том числе, средний угол разориентировки межкристаллитных границ, долю большеугловых границ, и средний размер зерен и субзерен определяли из анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (СЭМ-EBSD). Размер (суб)зерен определяли методом эквивалентного диаметра, как величину диаметра круга, равновеликого эллипсу, вписанному в кристаллит. Микротвердость измеряли по методу Виккерса при комнатной температуре при нагрузке 0.5 Н. Испытания на растяжение плоских образцов с размером рабочей части $1,5 \times 3 \times 6$ мм проводили при комнатной и повышенных температурах на универсальном динамометре «Instron 1185». Термическую стабильность структуры оценивали после часового отжига в интервале температур $325-500^\circ\text{C}$.

В исходном литом и гомогенизированном состоянии сплав имел равноосную зеренную структуру с размером зерна ~ 25 мкм (рис. 2 а) и содержал относительно равномерно распределенные наноразмерные ($\sim 5-10$ нм в диаметре) когерентные выделения $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$. В результате ВИК в заготовках была получена достаточно однородная равноосная УМЗ структура (рис. 2 б-г), формирование которой было обусловлено многоэтапностью и разнонаправленностью деформации, обеспечившей равномерность измельчения зерен по объему заготовки. Доля большеугловых границ и средний угол разориентировки межкристаллитных границ в такой структуре составили $0,78$ и $31,4^\circ$, соответственно, при размере мелких зерен около 2 мкм.

Механические свойства сплава при комнатной температуре в состояниях до и после ВИК представлены в таблице 1. Для сравнения там же приведены данные для

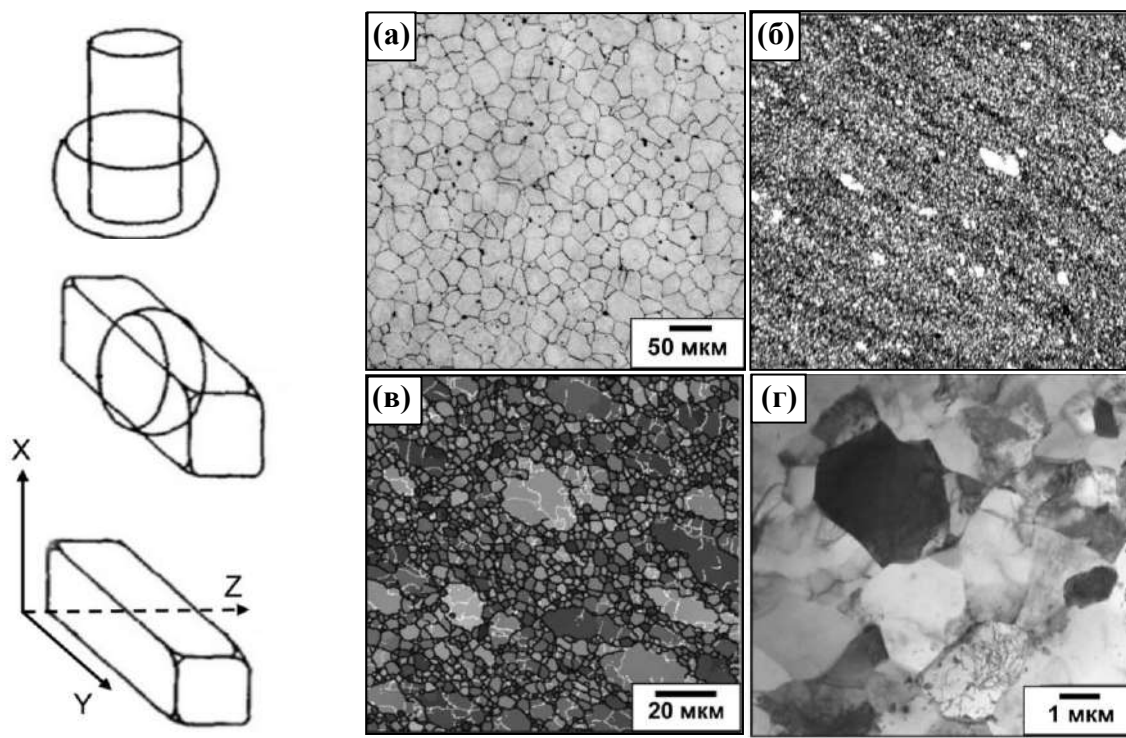


Рисунок 1 (слева) - Схематичное представление процесса ВИК.

Рисунок 2 (справа) - Микроструктура до (а) и после (б-г) ВИК: (а,б) ОМ; (в) EBSD; (г) ПЭМ.

УМЗ сплава, полученного после 8 проходов равноканального углового прессования (РКУП) при 325°C [4]. Видно, что в отличие от РКУП, проведение ВИК при той же температуре не привело к упрочнению сплава. Пластичность при этом возросла значительно больше после ВИК. Такое поведение сплава было обусловлено несколькими причинами. Отсутствие разницы в прочности до и после ВИК было вызвано компенсацией его структурного (Холл-Петчевского) упрочнения от измельчения зерен аналогичным по величине уменьшением вклада в упрочнение от дисперсионного твердения, связанным с некоторым ростом дисперсных частиц $Al_3(Sc,Zr)$ при высокотемпературной обработке [5]. А повышенная прочность РКУП сплава была обусловлена большей (на ~2 порядка), чем при ВИК, скоростью деформации и, соответственно, большей плотностью дефектов. Кроме того, после РКУП фиксировали несколько меньший (~1 мкм) размер зерна [6]. А наибольшую пластичность закономерно демонстрировал материал с наиболее равновесной и однородной УМЗ структурой, формировавшейся в процессе ВИК.

Таблица 1 - Механические свойства при растяжении при комнатной температуре сплава 1570С после обработки методом ВИК и РКУП.

Состояние	Hv	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходное	105±10	240±3	355±6	28±1
ВИК при 325°C	105±10	235±5	360±5	38±3
РКУП Всз 325°C [4]	-	300±4	380±6	31±2

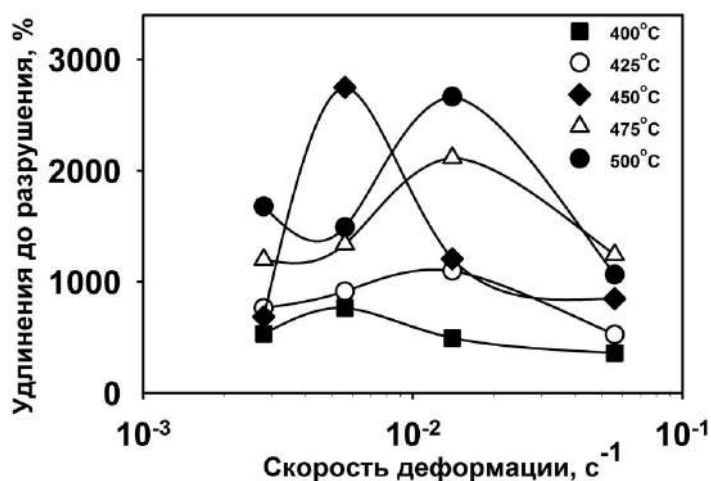


Рисунок 3 - Удлинения до разрушения (а) и внешний вид образца, показавшего наибольшее удлинение при 450°C и $5,6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, (б) сплава 1570С после ВИК.

Оценка термической стабильности зеренной структуры, полученной ВИК, показала, что она стабильна вплоть до 425°C. При более высоких температурах отмечали аномальный рост зерен, который приводил к трансформации УМЗ структуры в бимодальную, состоящую из областей крупных и мелких зерен.

Исследования свойств при растяжении при повышенных температурах показали, что сплав после ВИК демонстрировал уникальный эффект сверхпластичности в интервале температур 400-500°C с удлинениями до разрушения более 500% при скоростях вплоть до 10^{-1} с^{-1} (рис. 3а). При этом максимальные удлинения до разрушения превышали ~2500% и фиксировались также в довольно широкой температурно-скоростной области, причем при 500°C они наблюдались при скорости деформации $1,4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Полученные данные свидетельствуют о высоком потенциале промышленного использования ВИК для получения заготовок со стабильной и однородной УМЗ структурой из сплавов типа 1570. При этом на фоне отсутствия значимого упрочнения заметно повышается пластичность сплава при растяжении при комнатной температуре, а при повышенных температурах отмечается эффект структурной сверхпластичности с уникальными показателями в широком температурно-скоростном интервале.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №16-08-01189 А). Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

- [1] Y. Filatov, V. Elagin, V. Zakharov, Mater. Sci. Eng. A 280, 2000, 97.
- [2] E. Avtokratova, O. Sitdikov, M. Markushev, R. Mulyukov, Mater. Sci. Eng. A 538, 2012, 386.
- [3] R. Imayev, G. Salishchev, O. Senkov, V. Imayev, M. Shagiev, N. Gabdullin, A. Kuznetsov, F. Froes, Mater. Sci. Eng. A 300, 2001, 263.
- [4] R. Kaibyshev, E. Avtokratova, O. Sitdikov, Mater. Sci. Forum 638-642, 2010, 1952.
- [5] E. Avtokratova, O. Sitdikov, O. Mukhametdinova, M. Markushev, S.V.S.N. Murty, M.J.N.V. Prasad, B.P. Kashyap, J. Alloys Compd. 673, 2016, 182.
- [6] O. Sitdikov, Inorg. Mater.: Applied Research 7, 2016, 149.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО И ПОСТ-ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

**Маркушев М. В., Автокротова Е. В., Ильясов Р. Р., Крымский С. В.,
Хазгалиева А. А., Ситдииков О. Ш.**

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
mvmark@imsp.ru*

Работы в области «деформационного» наноструктурирования (ДНС) алюминиевых сплавов преимущественно сводятся к выявлению роли вторых фаз в формировании структуры и свойств. При этом, несмотря на огромный объем выполненных исследований, механизмы и факторы, отвечающие за эффективность воздействия частиц, до сих пор во многом не ясны и не имеют однозначной трактовки. Так, например, в [1,2] утверждается, что введение дисперсных фаз и/или увеличение их объемной доли приводит к меньшему размеру и большей доли новых зерен при ДНС. А в [3-5], показано, что формирование высокой плотности наноразмерных упрочняющих фаз при предварительном старении высокопрочных сплавов, напротив, может частично или даже полностью подавить наноструктурирование их матрицы, и заметно снизить прочность.

Цель работы – исследовать феноменологию и природу влияния предварительного и пост-деформационного старения на структуру и твердость среднепрочного дисперсионно-твердеющего алюминиевого сплава Д16, подвергнутого ДНС.

Материалом исследования служил промышленный пруток сплава стандартного состава (Al-4.4Cu-1.4Mg-0.7Mn, вес.%). Образцы в форме диска $\varnothing 20 \times 2$ мм сначала закалывали в воду с 505°C , затем часть из них искусственно старили от 1 до 10 часов при 190°C . ДНС реализовали кручением под высоким давлением (КВД) (10 оборотов, $P=6$ ГПа, $T_{\text{ком}}$). Последующее старение проводили при 100°C с выдержкой до 100 часов. Структуру сплава анализировали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ). Объекты получали электрополировкой при -28°C в 20% растворе HNO_3 в CH_3OH . Микротвердость определяли на приборе ИТВ-1-М при нагрузке 1 Н. Твердость и структуру изучали на середине радиуса диска.

Исходный пруток после закалки имел преимущественно грубоволокнистую (толщина волокон $\sim 100\text{-}200$ мкм) структуру [6,7]. По границам волокон располагались грубые частицы избыточных и примесных фаз, а в их теле – вытянутые вдоль направления прессования выделения Т-фазы ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) с размерами 330×70 нм и плотностью $\sim 3\text{-}4 \times 10^2$ мкм⁻³. При последующем старении, вследствие распада пересыщенного Cu и Mg алюминиевого твердого раствора, сначала дополнительно формировались зоны Гинье-Престона-Багаряцкого, которые с увеличением длительности старения трансформировались в метастабильные пластинчатые выделения S-фазы (Al_2CuMg). При этом в длину они росли быстрее и после 10-ти часов старения их размеры составляли 205×10 нм при достижении на порядок большей плотности (количества) в объеме.

Обнаружено, что сплав, вне зависимости от исходного состояния, приобретал при КВД однотипную фрагментированную наноструктуру преимущественно в результате развития процессов фрагментации и непрерывной динамической рекристаллизации (Рис. 1). Наименьший размер фрагментов (~ 75 нм) фиксировали в предзакаленном сплаве. Вблизи частиц Т-фазы наблюдали кристаллиты, которые имели ПЭМ контраст, характерный для сильнодеформированных нанозерен с неравновесными границами, свидетельствуя об активизации (стимулировании) частицами прерывистой

динамической рекристаллизации. С формированием и ростом выделений S-фазы при старении доля и размеры разориентированных областей увеличивались. При этом вблизи частиц T-фазы размеры таких областей уменьшались, приводя к формированию лишь отдельных кристаллитов. В результате, в состаренных состояниях сплава формировалась менее развитая, но более однородная деформационная структура с более равномерным распределением дислокаций, ячеек и границ. Повышение плотности и размеров продуктов старения, и связанное с ним затруднение перераспределения дислокаций (прежде всего, вследствие увеличения количества непорезаемых частиц) отрицательно сказались на процессах как прерывистой, так и непрерывной рекристаллизации.

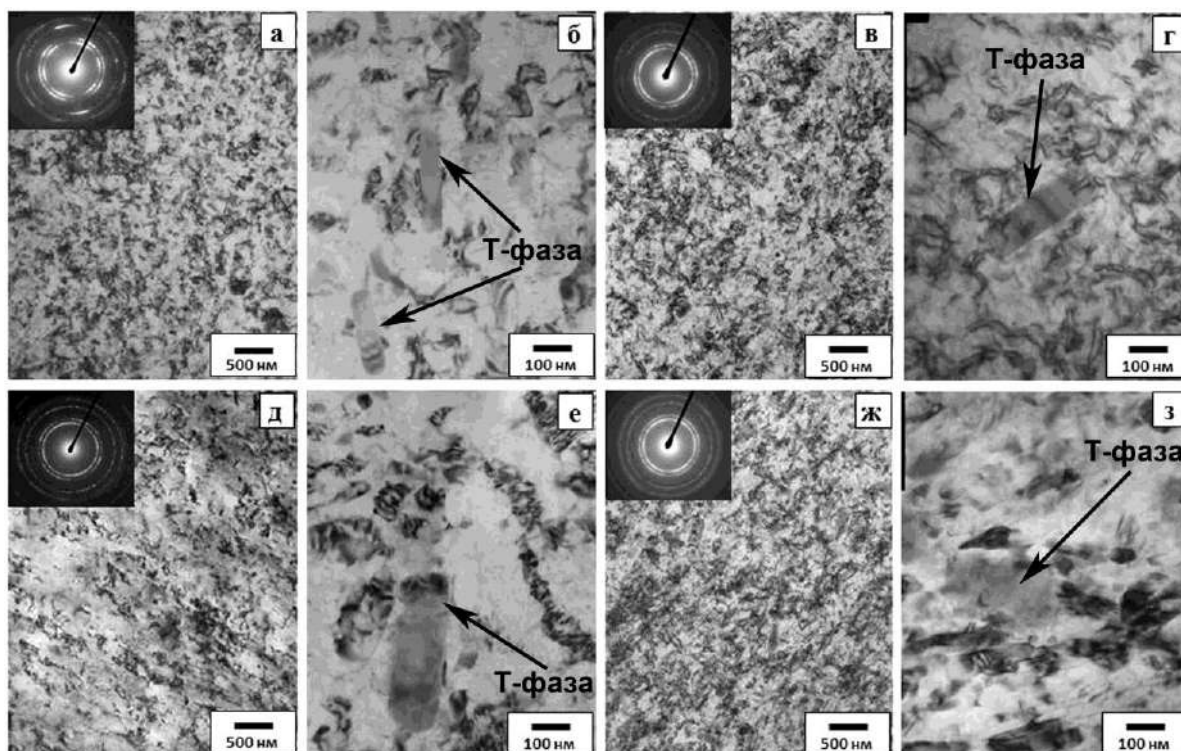


Рисунок 1 - ПЭМ структура сплава после КВД (а,б,д,е) и последующего старения при 100°С, 100 ч (в,г,ж,з): предварительно закаленный (а-г) и состаренный при 190°С, 10 ч (д-з).

Установлено, что микротвердость исходно закаленного сплава была около 125 HV и после 10 часов старения достигла 165 HV (Табл. 1). При этом при старении до 5 часов дисперсионное твердение лишь компенсировало «потери» твердости от снижения твердорастворного упрочнения, а с выделением и ростом метастабильных фаз при 10 часовом старении, заметно их превышало. Судя по данным, представленным в таблице 1, твердость сплава во всех состояниях после КВД была близка и не зависела как от исходной твердости, так и от особенностей формирующейся структуры. При этом наиболее сильно упрочнялся предзакаленный сплав, максимально реализовавший эффект структурного упрочнения. С увеличением же длительности старения прирост твердости при КВД уменьшался. Такое поведение сплава, вероятно, обусловлено процессами, протекавшими на уровне взаимодействия подвижных дислокаций с кластерами, содержащими атомы Cu и Mg – фрагментами зон и метастабильных фаз, формирующимися при КВД. Такая точка зрения была высказана и обоснована в работе [8], а представленные в настоящем исследовании результаты выступают в ее поддержку.

При пост-деформационном старении сплав во всех состояниях, за исключением предварительно состаренного на максимальную твердость, дополнительно упрочнялся на 15-35 HV (Табл. 1). Сильнее других упрочнялся исходно закаленный сплав. Так

после его 50-ти часового пост-КВД старения была зафиксирована твердость на уровне чуть меньше 300 НV, которая является рекордной для КВД обработанных дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавов. Последующее разупрочнение сплава при старении было вызвано как коагуляцией упрочняющих фаз, так и активизацией процессов возврата и рекристаллизации. Об этом свидетельствовал ПЭМ анализ, показавший, что структура всех КВД состояний сплава в результате пост-деформационного старения трансформировалась в более однородную и равновесную наноструктуру (Рис. 1). Причем более активно этот процесс протекал в сплаве с наиболее крупными выделениями S-фазы, сформированными перед КВД.

Таблица 1 -Микротвердость сплава Д16 на различных стадиях обработки.

Состояние	Микротвердость, Нv					
	Закалка	+ Старение при 190°C				
		1ч	2ч	5ч	10ч	
Исходное	125	130	120	135	165	
КВД	270	250	270	245	275	
КВД и старение при 100°C	24ч	280	280	280	275	275
	48ч	295	270	280	270	270
	78ч	290	285	280	270	270
	100ч	285	280	285	280	275

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №16-19-10152). Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

- [1] M.Kh. Rabinovich, M.V. Markushev, M.Yu. Murashkin // Mater. Sci. Forum 243 (1997) 591.
- [2] C.Y. Barlow, N. Hansen, Y.L. Liu // Acta Mater. 50 (2002) 171.
- [3] S.V. Krymskiy, O.Sh. Sitdikov, M.V. Markushev // AIP Conf. Proc. 1785 (2016) 040030.
- [4] M.V. Markushev, Yu.L. Burdastykh, S.V. Krymskiy, O.Sh. Sitdikov // Lett. Mat. 7 (2017) 101.
- [5] M.V. Markushev, E.V. Avtokratova, S.V. Krymskiy, O. Sh. Sitdikov // J. Alloys Comp. 743 (2018) 773
- [6] S.V. Krymskiy, O.Sh. Sitdikov, E.V. Avtokratova, M.Yu. Murashkin, M.V. Markushev // Rev. Adv. Mater. Sci. 31 (2012) 145.
- [7] S.V. Krymskiy, E.V. Avtokratova, O.Sh. Sitdikov, M.V. Markushev // Lett. Mat. 1 (2012) 45.
- [8] Y. Chen, N. Gao, G. Sha, S.P. Ringer, M.J. Starink // Mater. Sci. Eng. A 627 (2015) 10.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ АЛЮМИНИЯ ИЗ ОКСИДОВ МЕТОДОМ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

¹Кулак М.М., ²Хина Б.Б., ¹Самолётов В.Г.

¹ Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

² Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь

В настоящее время интерметаллические соединения алюминия, такие как NiAl, TiAl и др., а также многокомпонентные сплавы на их основе находят все большее применение в современной промышленности. Кроме того, соединение Ni₃Al (γ' -фаза) является упрочняющей фазой в никелевых суперсплавах для турбинных лопаток. Интерес к интерметаллическим сплавам обусловлен их особыми свойствами (повышенная температура плавления, высокая химическая стойкость, жаростойкость и жаропрочность, низкая плотность), которые связаны с их упорядоченной кристаллической решеткой. Последняя состоит из двух и более подрешеток, в которых располагаются атомы разных сортов [1,2]. Традиционные способы получения интерметаллидов и сплавов на их основе (выплавка в металлургических печах, реакционное спекание порошковых смесей и др.) являются трудоемкими, энергозатратными и требуют дорогостоящего оборудования. Эффективным и экономичным методом является самораспространяющейся высокотемпературный синтез (СВС), который позволяет получать высокочистые бинарные и многокомпонентные интерметаллиды не только из порошков чистых металлов, но их путем алюминотермического восстановления оксидов [3]. Однако, несмотря на большое число работ в этой области, механизм и кинетика сложных многостадийных процессов, протекающих при СВС, исследованы недостаточно [4].

В связи с этим целью данной работы является исследования стадийности взаимодействия при синтезе интерметаллидов при нагреве реакционной смеси “Al – металл” и “Al – оксид металла” с использованием методов дифференциального термического анализа (ДТА).

Эксперименты по синтезу интерметаллидов проводились с порошками дисперсностью менее 10 мкм. Смешивание компонентов осуществляли в течение 20 минут яшмовым пестиком в яшмовой ступке. Синтез выполняли в дериватографе STA449F3 фирмы NETZSCH в атмосфере аргона в диапазоне температур 25-1400 °С со скоростью нагрева 10 °С/мин в режимах дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термогравиметрии (ТГ).

На рисунках 1а и 1б представлены результаты ДТА при нагреве смесей Al-Cu и CuO и Al, в которых возможно получение интерметаллида CuAl.

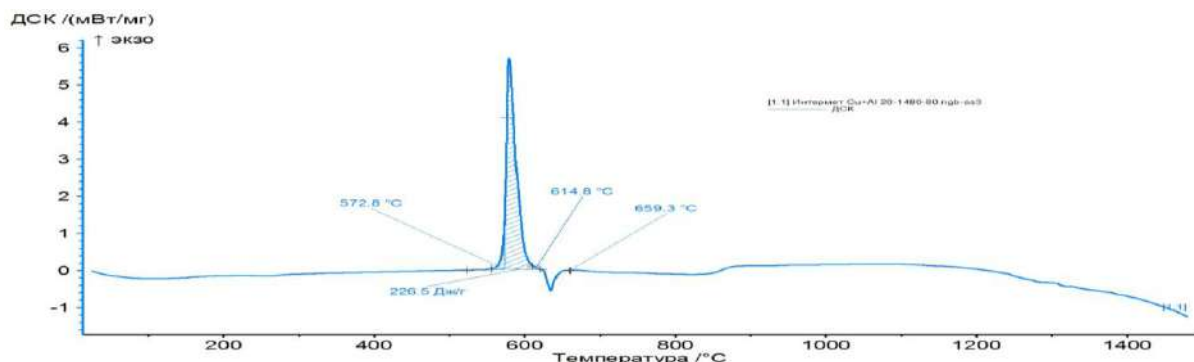


Рисунок 1а - Кривая ДСК при синтезе CuAl из порошков Cu и Al

При синтезе из элементов (Рис.1а) экзотермический пик образования фазы CuAl ($T_{CuAl} = 572,8-614,8$ °С) находится ниже эндотермического пика Al (614,8 °С – температура активации поверхности гранул Al – растрескивание окисной плёнки) и несколько выше температуры эвтектического плавления ($T_{eu}(Al-CuAl_2) \approx 550$ °С), но лежит существенно выше точки плавления алюминида меди ($T_{CuAl} = 1014$ °С) при

синтезе со стадией восстановления оксида меди CuO до металла (Рис. 1б). Пик при $883,9^\circ\text{C}$ (Рис.1б) скорее всего связан с превращением оксида меди CuO в закись меди Cu_2O , при этом выделившийся кислород частично вступил в экзотермическую реакцию с алюминием, а остальной кислород улетучился из образца, так как при этом заметно изменилась его масса.

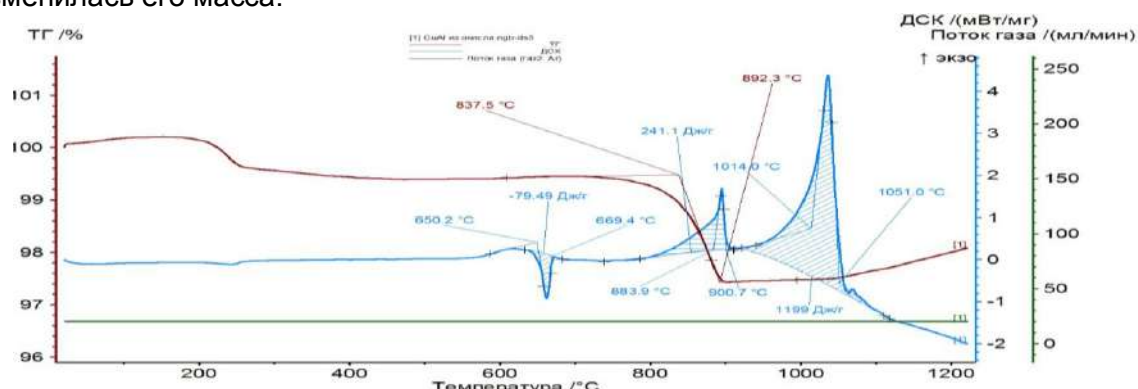


Рисунок 1б - Кривые ТГ и ДСК при синтезе CuAl из порошков CuO и Al

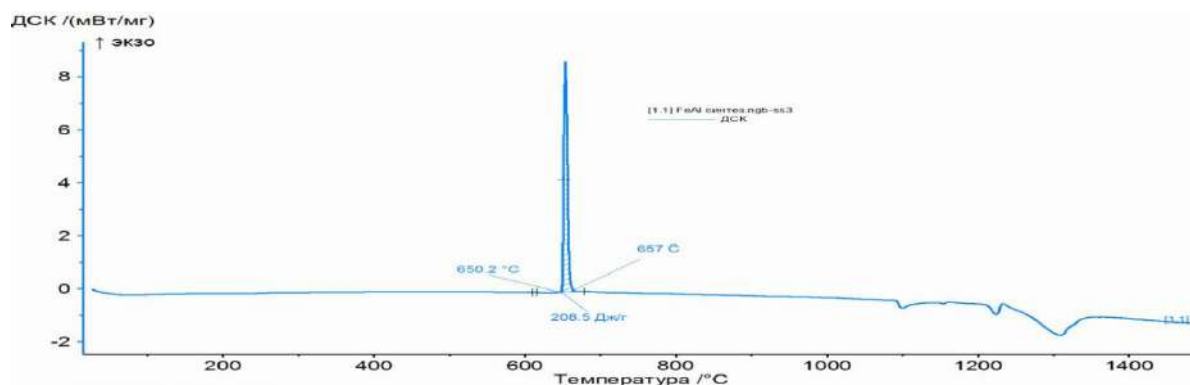


Рисунок 2а -- Кривая ДСК при синтезе FeAl из порошков Fe и Al

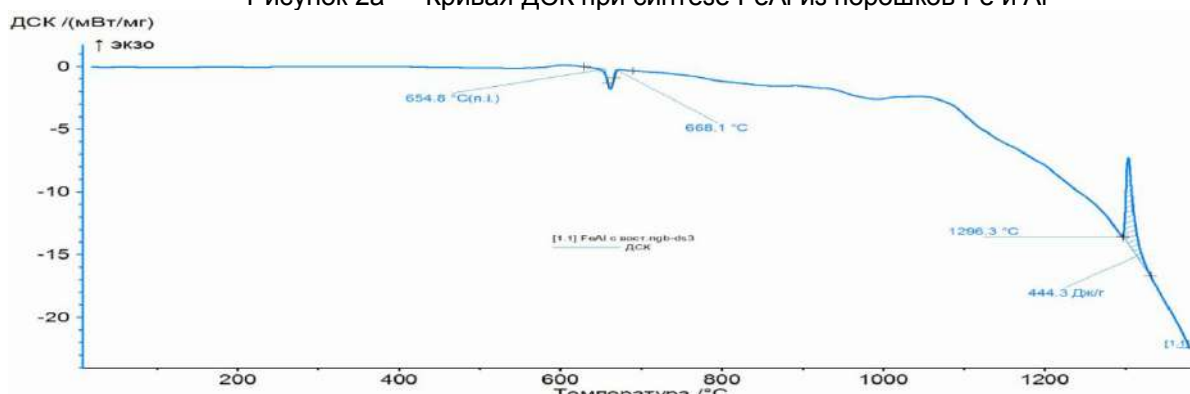


Рисунок 2б - Кривая ДСК при синтезе FeAl из порошков Fe_2O_3 и Al

Несколько иная ситуация наблюдается при синтезе алюминида железа FeAl (Рис.2, а и б). При взаимодействии порошков металлов образование интерметаллида почти совпадает с процессом плавления алюминия (при $650,2^\circ\text{C}$, что близко к температуре эвтектики Al-FeAl_3) и в сумме является экзотермическим. При синтезе FeAl из порошков Fe_2O_3 и Al плавление алюминия (эндотермический пик при $654,8^\circ\text{C}$) и образование интерметаллида (экзотермический пик при $T_{\text{FeAl}} = 1296,3^\circ\text{C}$) протекают при существенно отличающихся температурах.

При синтезе алюминида никеля NiAl наблюдается аналогичная ситуация – синтез из элементов (Рис. 3, а) начинается при $T_{\text{NiAl}} = 608,3^\circ\text{C}$, что ниже точки плавления алюминия и температуры эвтектики Al-NiAl_3 ($T_{\text{eu}} \approx 640^\circ\text{C}$), а синтез со стадией восстановления (Рис. 3, б) происходит при более высокой температуре: $T_{\text{NiAl}} = 945,8^\circ\text{C}$.

На подобные “паузы” между плавлением алюминия и синтезом интерметаллидов со стадией восстановления ранее не обращали внимания. Обнаруженные отличия, видимо свидетельствуют о существенно различном механизме взаимодействия расплавленного алюминия с поверхностью металлов и окислов.

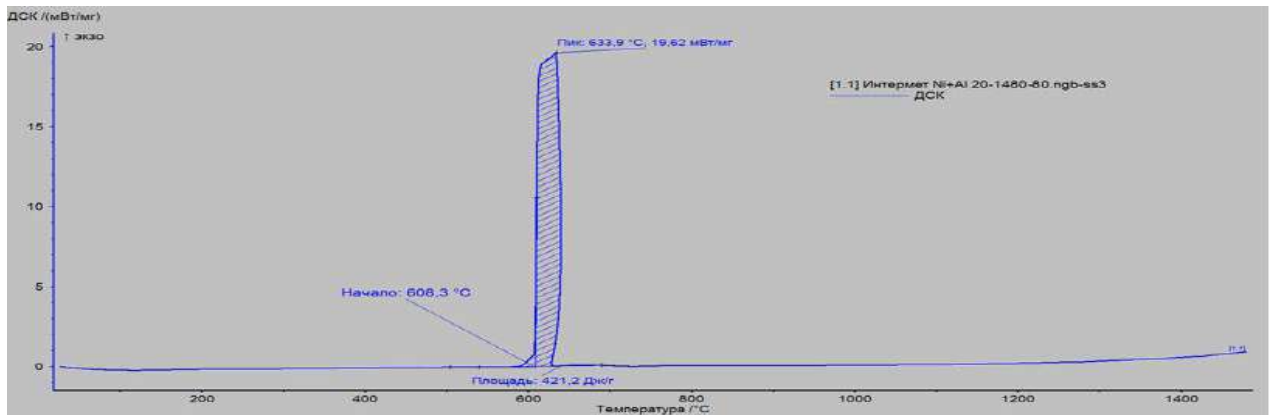


Рисунок 3а - Кривая ДСК при синтезе NiAl из порошков Ni и Al

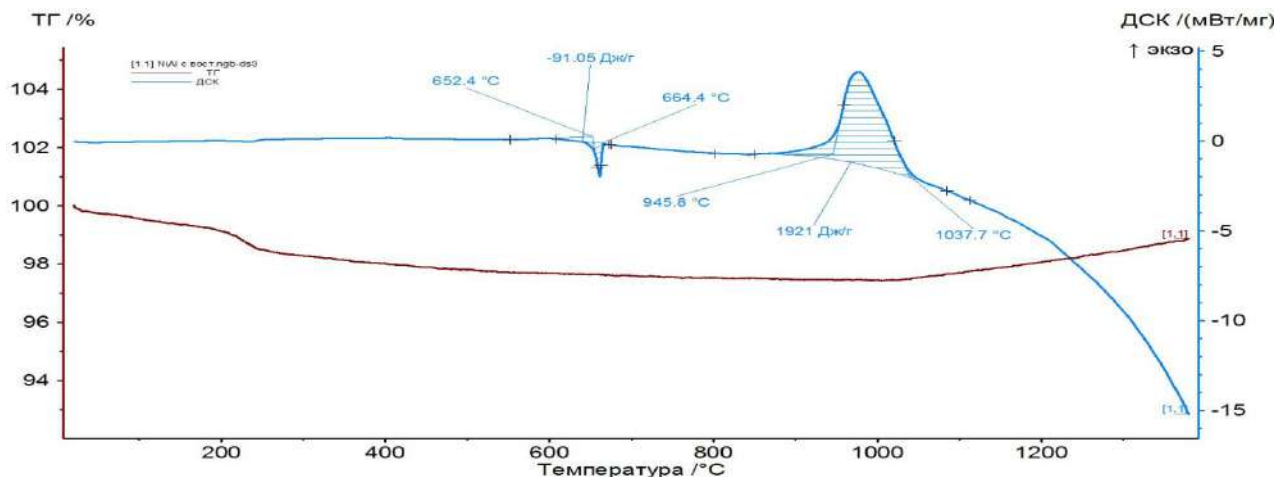


Рисунок 3б - Кривые ТГ и ДСК при синтезе NiAl из порошков NiO и Al

Скорость нагрева при ДТА существенно ниже ($10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$), чем при СВС ($\sim 10^4\text{--}10^5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) [4]. Следовательно, при ДТА в системах Al-металл успевают развиваться процессы твердофазной реакционной диффузии, и максимум тепловыделения из-за образования интерметаллида может иметь место при температурах ниже или близких к эвтектическому плавлению, т.е. работает квазиравновесный диффузионный механизм, типичный для традиционного реакционного спекания [5]. При нагреве систем “Al-оксид” взаимодействие металла-восстановителя с оксидом, как и в волне СВС, начинается после плавления алюминия и протекает в несколько стадий, включая смачивание, растекание, гетерогенные реакции, диффузию в жидкой фазе и ее кристаллизацию в виде конечных продуктов – интерметаллида и оксида алюминия.

Литература

1. G.Sauthoff. Intermetallics. - Wiley-VCH Verlag GmbH, 1995. - 165 pp.
2. Physical Metallurgy and Processing of Intermetallic Compounds. Ed. by N.S.Stoloff and V.K.Sikka. - Chapman & Hall, 1996. - 688 pp.
3. В.И.Итин. Ю.С.Найбороденко. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. - Изд-во Томского университета, 1989. - 214 с.
4. A.S.Rogachev, A.S.Mukasyan. Combustion for Material Synthesis. - CRC Press, 2015. - 422 pp.
5. B.B.Khina. Combustion Synthesis of Advanced Materials. - Nova Science, 2010. - 110 pp.

МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА ВТ6, ОТОЖЖЕННОГО В ОБЛАСТИ $\alpha + \beta$, ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ

Горнакова А.С.¹, Цой К.В.¹, Головин Ю.И.², Тюрин А.И.², Некрасов А.Н.¹

1 - Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

2 - НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

alenahas@issp.ac.ru

Введение

Сплав ВТ6 (Ti–6Al–4V) широко используется в аэро-космической технике, машино- и судостроении, био-медицине и других отраслях [1]. Такое разнообразие областей применения данного сплава обусловлено возможностью формирования целого спектра его механических характеристик (от высокой жаропрочности до сверхпластичности) с помощью различных термических и термо-механических обработок [1,2]. В частности, это связано с сильным влиянием на механические характеристики морфологии и дисперсности фаз (α Ti) и (β Ti). В настоящее время имеется много работ, посвященных исследованию связи механических свойств сплава ВТ6 с его микроструктурой [3]. Однако систематические исследования твердости элементов микроструктуры сплава в зависимости от температуры отжига в двухфазной области (α Ti) + (β Ti) отсутствуют.

В работе исследовано влияние температуры длительных изотермических отжигов сплава ВТ6 в двухфазной области (α Ti) + (β Ti) и его последующей закалки на твердость его структурных составляющих при комнатной температуре.

Методика эксперимента

Прутки сплава диаметром 25 мм были нарезаны на шайбы толщиной 5 мм, которые потом подвергали механической шлифовке и химической полировке для удаления поврежденного поверхностного слоя. Затем образцы запаивали в кварцевые ампулы и отжигали в вакууме при остаточном давлении $4 \cdot 10^{-4}$ Па. Отжики производили при температурах T 660°C (720 час.), 670°C (840 час.), 680°C (840 час.), 700°C (672 час.), 730°C (840 час.), 760°C (744 час.), 790°C (792 час.), 800°C (840 час.), 820°C (840 час.), 840°C (720 час.) и 860°C (720 час.), т.е. в области (α Ti) + (β Ti). После отжига образцы закалывали в воде. Для выявления микроструктуры образцы механически полировали и химически травили в 1 % водном растворе HF.

Изучение микроструктуры образцов и все измерения, связанные с определением химического состава образцов и зерен, присутствующих в них, проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega TS 5130 MM, оснащенного энерго-дисперсионным спектрометром LINK (Oxford Instruments). В частности, измерения показали, что исследуемый сплав имеет состав (89,83 \pm 0,07) мас.% Ti, (6,21 \pm 0,05) мас.% Al, (3,92 \pm 0,06) мас.% V и (0,04 \pm 0,02) мас.% Fe. Для определения микротвердости использовали наноиндентометр TI-950 Triboindenter (Hysitron Inc., США) оснащенный индентором Берковича. Нагрузку на индентор 5 мН выбирали исходя из размеров зерна исследуемых сплавов. На каждом образце при комнатной температуре проводили до 20 отдельных измерений. Определение твердости проводилось по методике Оливера и Фарра [4-7].

Результаты и обсуждение

На рисунке 1(а) показана исходная (до отжига) микроструктура сплава ВТ6. Она представляла собой колонии ламелей темной и светлой фаз. После отжигов и последующей закалки микроструктура сплава состояла из темных и светлых зерен, Рис. 1(б, в). Они соответствуют зернам (α Ti) и (β Ti) при температуре отжига. Это подтверждается тем, что, согласно фазой диаграмме Ti–V–Al [8], средний химический состав темных соответствует составу (α Ti), а средний состав светлых зерен - (β Ti). Далее наблюдаемые темные и светлые зерна, соответствующие исходным зернам (α Ti) и (β Ti) при температуре отжига именуется как зерна А и В, соответственно. Из-за распада растворов (α Ti) и (β Ti) при охлаждении, после закалки зерна А и В являются гетерофазными. Наблюдения с помощью РЭМ показывают наличие в зернах В дисперсных колоний ламелей, которые можно видеть на Рис. 1(г). В зернах А колонии

ламель значительно более дисперсные, и поэтому не выявляются на РЭМ-изображениях при используемом нами увеличении.

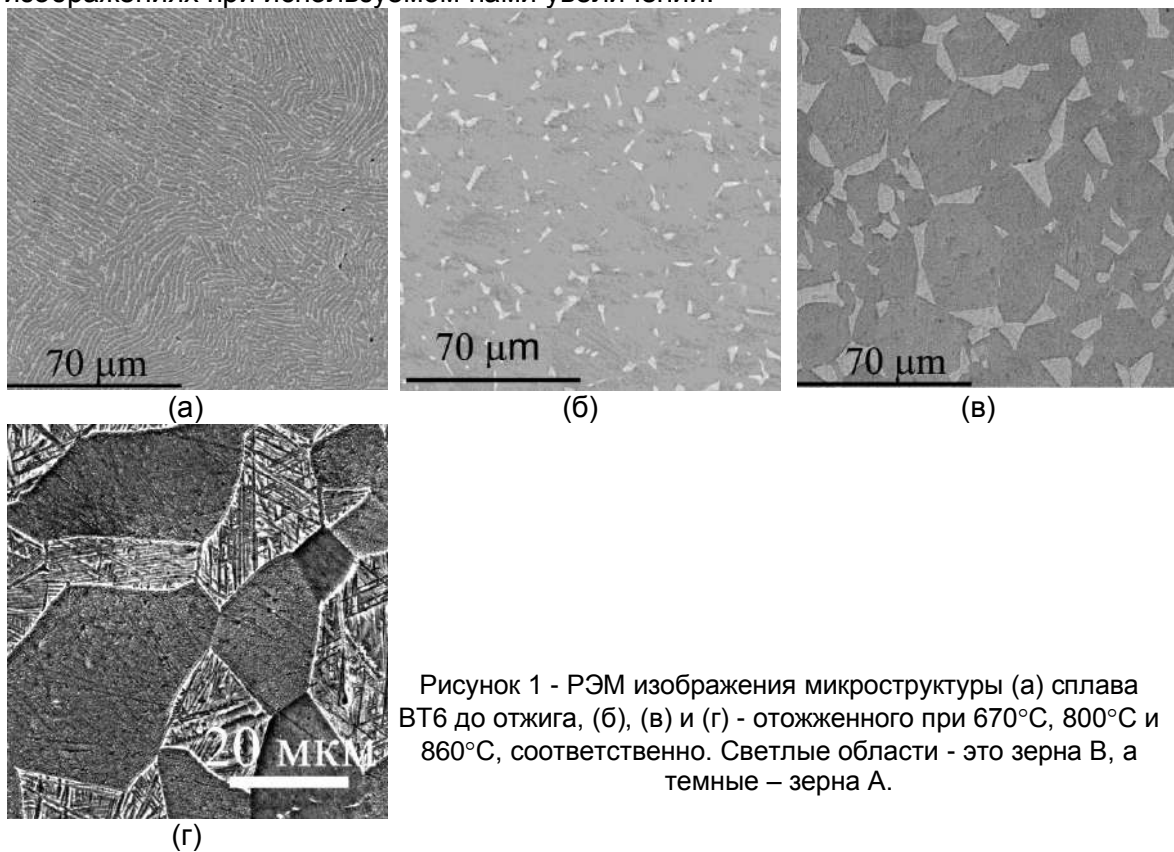


Рисунок 1 - РЭМ изображения микроструктуры (а) сплава VT6 до отжига, (б), (в) и (г) - отожженного при 670°C, 800°C и 860°C, соответственно. Светлые области - это зерна В, а темные – зерна А.

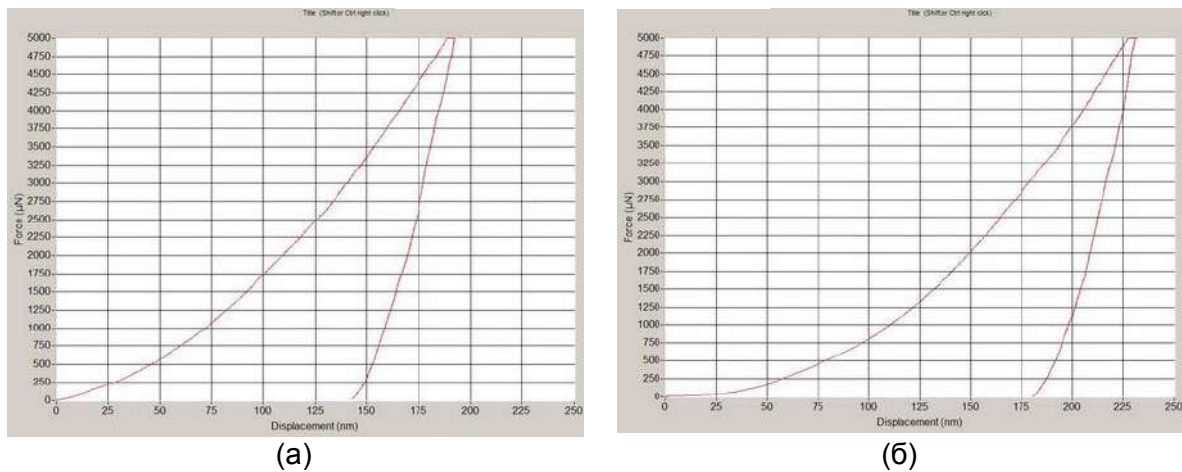


Рисунок 2 - Диаграммы $P(h)$, полученные при индентировании (а) зерна А и (б) зерна В в сплаве VT6 (800°C, 840 часов).

На Рис. 2 представлены типичные $P(h)$ диаграммы для зерен А и В. В результате обработки диаграмм $P(h)$ для всех температур отжига, была построена зависимость твердости зерен от температуры (см. рис. 3). Из рисунка видно, что в пределах разброса экспериментальных данных твердость зерен А и В не зависит от T и равна $4,2 \pm 1,1$ и $3,5 \pm 0,7$ ГПа (усредненные значения по всем температурам отжига), соответственно. Отметим, что пленка TiO_2 на поверхности образцов не является причиной разброса экспериментальных точек, т.к. ее толщина обычно не превышает 10 нм, а глубина проникновения индентора при измерениях достигала 150 нм и более. Наблюдающийся разброс экспериментальных точек на температурной зависимости для твердости зерен можно связать с различными долями фаз (αTi) и (βTi) в зернах А и В. Поскольку соотношение долей (αTi) и (βTi) в сплаве и концентрации компонентов в

них зависят от величины температуры отжига, то соотношение долей (α Ti) и (β Ti) в зернах А и В при комнатной температуре (после распада исходных растворов (α Ti) и (β Ti) в результате закалки) также должно зависеть от нее. Также была получена зависимость твердости зерен В от доли (β Ti), f_{β} , в них (Рис. 4).

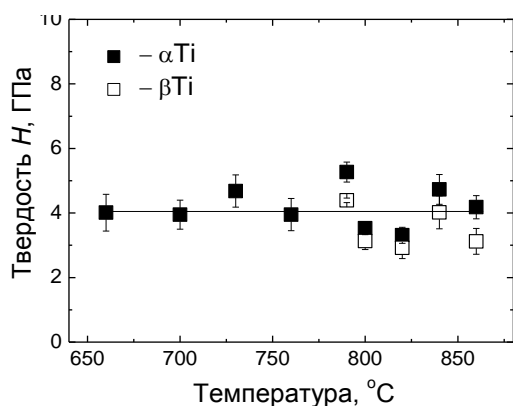


Рисунок 3 - Зависимость микротвердости зерен А и В от температуры отжига сплава ВТ6.

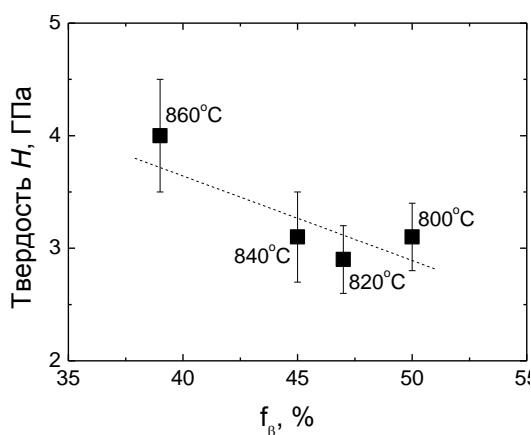


Рисунок 4 - Зависимость микротвердости зерен В от доли (β Ti), f_{β} , в них.

Выводы

Исследована микротвердость элементов микроструктуры сплава ВТ6 после длительных отжигов при 660-860°C, т.е. в двухфазной области (α Ti) и (β Ti), и последующей закалки в воде. Показано, что твердость зерен А и В в пределах ошибки измерений не зависит от температуры отжига и составляет $4,2 \pm 1,1$ и $3,5 \pm 0,7$ ГПа, соответственно. Показано, что микротвердость зерен В уменьшается с увеличением доли (β Ti) в них.

Литература

1. Banerjee D., Williams J.C., Acta Mater. 61,844 (2013).
2. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия 1984.
3. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханов А.А., М.: Металлургия, 1974.
4. Oliver W.C., Pharr G.M., J. Mater. Res. 19(1), 3 (2004).
5. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009.
6. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Васюков В.М., ФТТ. 59(9), 1778 (2017).
7. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Воробьев М.О., Измерительная техника. 9, 7 (2016).
8. Murray J.L. Bull. Alloy Phase Diagr. 3, 74 (1982).

Подготовка образцов и проведение микроструктурных исследований выполнены при поддержке гранта РФФИ (проект 16-03-00285). Проведение исследований локальных физико-механических свойств выполнено при поддержке гранта РФФИ (проект № 17-48-680817).

**ЗАВИСИМОСТЬ ТЕПЛОЕМКОСТИ НИТИНОЛА ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ
ТЕМПЕРАТУРНО-ИНДУЦИРОВАННЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ**

Пряхин С.С.

*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь,
sspryahin@yandex.by*

В работе приведены результаты анализа зависимостей теплоемкости от температуры для нитинола, подвергающегося прямым и обратным температурно-индуцированным фазовым превращениям, выполненного на основе кинетических уравнений двухфазной среды модели Лианга-Роджерса. При этом ограничиваемся процессами с полными превращениями и не рассматриваем влияния нагрузки.

В модели Лианга-Роджерса [1] зависимость мартенситного содержания ξ от температуры T при температурно-индуцированном обратном превращении в направлении мартенсит \rightarrow аустенит в отсутствие напряжения описывается формулой:

$$\xi = \frac{\xi_0}{2} \left[1 + \cos \left(\pi \frac{T - A_s}{A_f - A_s} \right) \right], \quad A_s \leq T \leq A_f, 0 \leq \xi \leq 1, \dot{T} > 0; \quad (1)$$

при прямом превращении в направлении аустенит \rightarrow мартенсит

$$1 - \xi = \frac{1 - \xi_0}{2} \left[1 + \cos \left(\pi \frac{T - M_f}{M_s - M_f} \right) \right], \quad M_f \leq T \leq M_s, 0 \leq \xi \leq 1, \dot{T} < 0. \quad (2)$$

где ξ_0 - доля мартенситной фазы в начале фазовых переходов; A_s, A_f, M_f, M_s - характеристические температуры переходов, причем $M_f < M_s < A_s < A_f$; точки над переменной T обозначают производную температуры по времени.

На рис. 1 показано, что зависимость 1 теплоемкости C_p сплава NiTi от температуры T из работы [5] в условии нагрева, сопровождающегося обратным мартенситным превращением аппроксимируется суммой двух функций теплоемкостей:

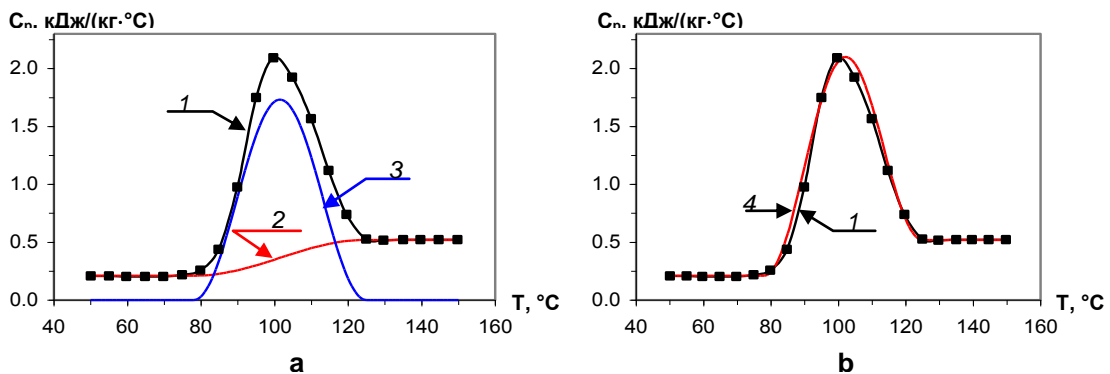


Рисунок 1 - Сопоставление зависимости теплоемкости от температуры 1: **a** — с функциями 2, 3, используемыми для аппроксимации; **b** — с результатом аппроксимации 4.

1-я - Синусная функция Вьюненко [3], дающая дополнительный вклад в изменение теплосодержания, отвечающий энергии фазового перехода I рода. Показана на рис. 1а позицией 3; в модифицированной записи описывается уравнением:

$$c'_A(T) = \xi_0 \beta_A \sin^2 \left(\pi \frac{T - A_s}{A_f - A_s} \right) \quad A_s \leq T \leq A_f \quad \text{else} \quad c'_A(T) = 0, \quad (3)$$

где β_A - константа, отвечающая максимальной величине добавки к теплоемкости.

2-я - Гладкая косинусная функция, отражающая монотонный переход величины теплоемкости между теплоемкостями мартенситной c_M и аустенитной c_A фазами, что

является признаком фазового перехода II. Показана кривой 2 на рис. 1а и описывается:

$$c_L(T) = \begin{cases} (1 - \xi_0)c_A + \xi_0 c_M & T < A_s \\ c_A - \xi_0(c_A - c_M) \cos^2\left(\frac{\pi}{2} \frac{T - A_s}{A_f - A_s}\right) & A_s \leq T \leq A_f; \\ c_A & T > A_f \end{cases} \quad (4)$$

Используя уравнение Лианга-Роджерса (1), функцию (4) можно представить в виде линейной относительно текущего значения мартенситного содержания $\xi(T)$

$$c_L(T) = c_A - (c_A - c_M) \cdot \xi(T) = c_M \xi(T) + c_A [1 - \xi(T)], \quad (5)$$

которое свидетельствует об аддитивном вкладе в линейную составляющую теплоемкости концентраций мартенситной ξ и аустенитной фазы $(1 - \xi)$. В диапазоне $A_s \leq T \leq A_f$ уравнение (1) позволяет представить функцию (3) в виде функции от ξ

$$c'_A(T) = c'_A(\xi) = 4\beta_A \xi_0 \left[\frac{\xi}{\xi_0} \left(1 - \frac{\xi}{\xi_0} \right) \right]. \quad (6)$$

Уравнение (6) при полном обратном превращении нитинола с исходной концентрацией мартенсита $\xi_0 = 1$ сводится к уравнению

$$c'_A(T) = 4\beta_A \xi(T) \cdot [1 - \xi(T)], \quad (7)$$

в котором влияние концентраций фаз мартенситной ξ и аустенитной $1 - \xi$ на изменение теплосодержания мультипликативно. По аналогии с законом действующих масс возникает предположение, что нелинейная составляющая теплоемкости возникает как результат взаимодействия этих фаз при изменении температуры.

Интегрируя (7) в диапазоне $A_s \leq T \leq A_f$, можно получить величину изменения теплосодержания, обусловленное функцией (7) с константой β_A функции (3):

$$\alpha = \beta_A \frac{A_f - A_s}{2}. \quad (8)$$

Аналогичный подход можно применить и для анализа функции теплоемкости при прямом мартенситном превращении, происходящем при понижении температуры в диапазоне $M_f \leq T \leq M_s$, кинетическое уравнение в котором описывается (2). Изменение теплосодержания при полном прямом переходе, обусловленное нелинейной составляющей функции теплоемкости относительно ξ :

$$-\mu = \beta_M \frac{M_f - M_s}{2}. \quad (9)$$

Константа β_M в равенстве (9) соответствует нелинейной составляющей функции теплоемкости от температуры для прямого мартенситного перехода, построенной по аналогии с функцией Вьюненко для обратного мартенситного перехода (3):

$$c'_M(T) = (1 - \xi_0) \cdot \beta_M \sin^2\left(\pi \frac{T - M_f}{M_s - M_f}\right) \quad M_f \leq T \leq M_s \quad \text{else} \quad c'_M(T) = 0. \quad (10)$$

Исходя из начала термодинамики, изменения теплосодержания в полном цикле между температурными точками завершения прямых и обратных фазовых превращений должно быть равно нулю. В температурном цикле $A_f \rightarrow M_f \rightarrow A_f$ с полными прямыми и обратными фазовыми превращениями данное требование отвечает равенству нулю суммы изменений теплосодержания. Вычисления показывают, что данное требование удовлетворяется при соотношениях между параметрами μ и α изменения теплосодержания для прямых и обратных переходов:

$$\alpha - \mu = (c_A - c_M) \left[\frac{A_f + A_s}{2} - \frac{M_s + M_f}{2} \right]. \quad (11)$$

Уравнение (11) отражает, что соображения о сохранении теплосодержания в температурном циклическом процессе с прямыми и обратными фазовыми переходами приводят к соотношению, отражающему пропорциональность разности энергетических параметров нелинейных составляющих функций теплоемкости температурному расстоянию между серединами диапазонов областей превращений.

На рис.2 выполнены построения зависимостей удельной теплоемкости C_p и изменения теплосодержания $\Delta q = q(T) - q(20^\circ\text{C})$ для сплава NiTi из работы [4] при циклических изменениях температуры с полными мартенситными превращениями.

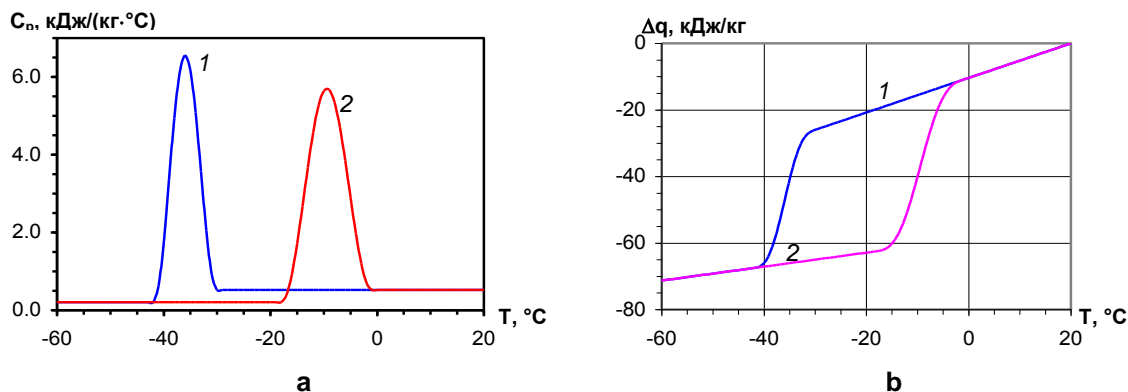


Рисунок 2 - Функции удельной теплоемкости C_p и изменения теплосодержания $\Delta q = q(T) - q(20^\circ\text{C})$ при циклических изменениях температуры с полными мартенситными превращениями: 1 – прямое превращение; 2 – обратное превращение.

Анализ зависимости теплоемкости нитинола от температуры в диапазоне фазового превращения показывает, что ее можно представить в виде суммы двух синусо-косинусных функций. Сопоставление этих функций с кинетическими уравнениями Лианга-Роджерса, описывающими изменение фазового состава в сплаве с памятью формы при изменении температуры, показывает, что монотонная функция является линейной относительно переменной фазового состава, а немонотонная нелинейной. Линейная функция отражает аддитивный вклад в теплоемкость меняющихся с температурой концентраций мартенситной и аустенитной фаз в сплаве. Нелинейная функция – мультипликативный, то есть пропорциональна произведению текущих концентраций взаимодействующих фаз.

Литература

1. Liang, C. One-dimensional thermomechanical constitutive relations for shape memory materials / C. Liang, C. A. Rogers // Journal of Intelligent Material Systems and Structures. – 1990. – Vol. 1, Issue 2. – P. 207-234.
2. Rubanik, V. V. Modeling of ultrasonic initiation of shape memory effect / V. V. Rubanik, V. V. Klubovich, V. V. Rubanik, A. V. Shadursky // Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 20, issue 4, 2011. – P. 731-736.
3. Вьюненко, Ю. Н. Эффект памяти формы, инициируемый механизмом остаточных напряжений / Ю. Н. Вьюненко // Перспективные технологии и методы контроля. – Витебск: УО «ВГТУ», 2009. – Гл. 14. – С. 384-399.
4. Rubanik, V. V. Thermokinetic EMF under direct phase transformation / V. V. Rubanik, A. V. Lesota, V. V. Rubanik Jr. // Materials Today: Proceedings. 2017. – Vol. 4, Issue 3, Part B. – P. 4712-4716.

**РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ
СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni₃Al С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ
СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ**

Куц О.А.¹⁾, Старенченко С.В.¹⁾, Соловьева Ю.В.¹⁾, Пилюгин В.П.²⁾, Анчаров А.И.³⁾

¹⁾ *Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск*

²⁾ *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург*

³⁾ *Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск
Российская Федерация
bolga@sibmail.com*

Введение

Интерметаллиды, обладающие сверхструктурой $L1_2$, имеют ярко выраженную температурную аномалию механических свойств - предел текучести резко возрастает на порядок при росте температуры. Это способствует применению этих сплавов как конструкционных жаропрочных суперсплавов. Механизмом аномалии является эффект термоактивируемой самоблокировки сверхдислокаций в упорядоченном состоянии сплавов. Наряду с аномалией механических свойств создание субмикроструктурных и нанокристаллических структур обеспечивают улучшение эксплуатационных характеристик. Поэтому экспериментальное исследование механизмов формирования и свойств субмикроструктурных и нанокристаллических структур, полученных под воздействием мегапластических деформаций из исходных монокристаллов сплава Ni₃Al – интерметаллида со сверхструктурой $L1_2$, применяемого в практике создания жаропрочных суперсплавов, представляется актуальной проблемой. В связи с этим в работе ставились следующие задачи:

1. Получить ультрамелкозернистые структуры в кристаллах Ni₃Al в результате интенсивной деформации, реализуемой сдвигом под высоким давлением в камере Бриджмена.
2. Провести рентгенодифракционное исследование структуры сильнодеформированных монокристаллов Ni₃Al с использованием синхротронного излучения.

Материал и методика эксперимента

Кристаллы выращивались методом Бриджмена в атмосфере гелия в тиглях из окиси магния. Ориентация образцов определялась дифрактометрическими методами. Кристаллы вырезали на электроискровом станке, поврежденный слой удаляли механической шлифовкой, химическим травлением в царской водке (1 часть HNO₃ + 3 части HCl), электролитической полировкой в электролите 80 г Cr₂O₃ + 210 мл H₃PO₄ при напряжении U=22 В течение 2-3 мин. Качество полученных образцов проверялось рентгеноструктурными методами. Исследования проводились на установке ДРОН-3. Анализ дифракционных максимумов, показал, что материал является хорошо упорядоченным монокристаллом Ni₃Al близким к стехиометрическому составу. Количество материала, имеющего разориентации, не превышает 0,1%; параметр решетки, определенный по дифрактограмме составляет $a=3,5668 \text{ \AA}$ в сравнении с табличным значением $a=3,5672 \text{ \AA}$ [1]. Параметр дальнего порядка равен $\eta = 0,9$. Размеры первоначальных образцов имели форму параллелепипеда, были

$2,5 \times 2,5 \times 4,0 \text{ мм}^3$. Гомогенизация проводилась при температуре 953°C в течение 30 часов в атмосфере инертного газа с последующим охлаждением с печью до комнатной температуры. Ориентации граней кристаллов определялись методом Лауэ и методами рентгеновской дифрактометрии. На твердосплавных (ВК-6, твердость HRC=92) вращаемых наковальнях Бриджмена при температуре 293 К и деформировали монокристаллические образцы Ni_3Al в форме квадратных пластин $2,5 \times 2,5 \times 0,2 \text{ мм}^3$, с ориентировкой плоских сторон в направлении [211]. Образец сжимали между твердыми пуансонами и по достижении среднего квазигидростатического давления 8,0 ГПа образец скручивали между пуансонами наковален до заданных углов (φ): $\pi/12$, $\pi/2$, π , 2π , 6π , 10π .

С целью изучения структурного состояния деформированных монокристаллов было проведено рентгеноструктурное исследование на станции 4-го канала СИ накопителя ВЭПП-3 Сибирского центра синхротронного и терагерцового излучения Института ядерной физики им. Г.И.Будкера. Для съемки использовалась схема на прохождение. Монохроматизированный пучок СИ с энергией квантов 33.7 кэВ (длина волны 0.3685 Å) формировался выходным коллиматором (размер пучка $0.1 \times 0.5 \text{ мм}$) и проходил через образец. Использование двухкоординатного детектора позволяет регистрировать дифрактограмму в виде двумерной дифракционной картины.

Результаты

Предварительно подготовленный исследуемый материал находится в упорядоченном состоянии и представляет собой монокристалл, ориентированный вдоль оси сжатия [211] рис 1. Следует отметить, что наряду с упорядоченной фазой присутствует небольшая доля разупорядоченного кристалла ориентированного вдоль оси [100]. Это соответствует диаграмме состояния системы Ni-Al, которая характеризуется узкой областью гомогенности упорядоченной фазы. Сжатие образцов и последующее скручивание на разные углы привело к изменению их структурного состояния. На рис. 1 и 2 показаны результаты интенсивного воздействия на изучаемый монокристалл.

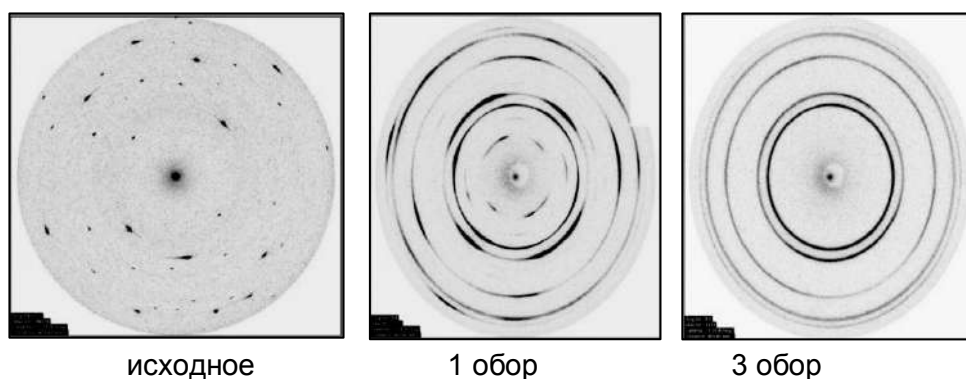


Рисунок 1 - Двумерная дифракционная картина сплава Ni_3Al после различных обработок

В процессе деформации монокристалл испытывает сложное влияние на разные характеристики состояния материала. Прежде всего, нарушается

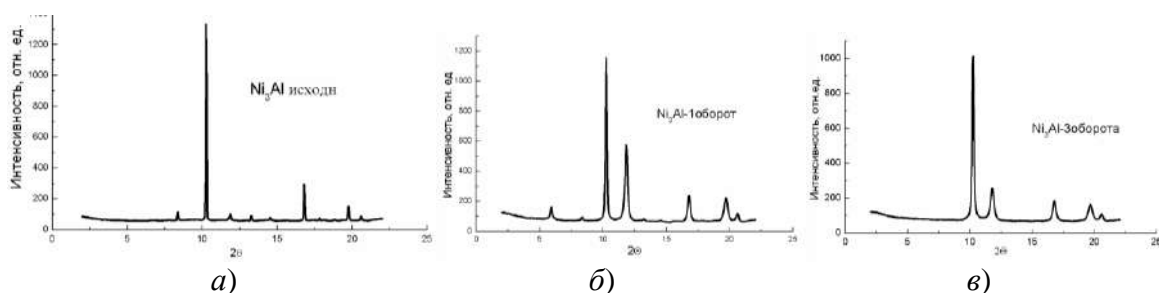


Рисунок 2 Дифрактограммы сплава Ni₃Al после различных обработок: а - исходное состояние; б - давление 8,0 ГПа и кручение на 1 оборот; в - давление 8,0 ГПа и кручение на 3 оборота

монокристалличность образца. После сжатия между твёрдыми пуансонами и по достижении среднего квазигидростатического давления 8,0 ГПа монокристаллический материал нарушает свою структуру, он фрагментируется, и наряду с крупными кристаллическими фрагментами появляются субмикроструктурные разориентированные области. Скручивание образца приводит к более выраженному изменению структурного состояния. Вращение до 1 оборота сохраняет в некоторой степени крупнокристаллическую структуру материала, однако доля субмикроструктурных хаотически разориентированных областей в образце увеличивается при увеличении угла поворота.

Кроме нарушения монокристалличности материала и появления нанодисперсного состояния после вращения в 3 оборота наблюдается полное отсутствие дальнего порядка в расположении атомов разного типа по узлам кристаллической решетки. Сверхструктурные рефлекссы, свидетельствующие об упорядочении, исчезли. Дифракционная картина соответствует поликристаллическому состоянию, для которого характерно равномерное распределение ориентации осей кристаллитов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №16-03-00182-а)

Рентгеновские синхротронные измерения проведены на экспериментальной станции "Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне" ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск

Литература

1. Вол А.Е., Каган И.К. Структура и свойства двойных металлических систем. Т. III. - М.: Наука, 1976. - 814 с

АКТУАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МЕЖДУНАРОДНОГО СОТРУДНИЧЕСТВА В СФЕРЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Мееровская О.А., Маерович К.В., Скуратович Е.Н.

Белорусский институт системного анализа и информационного обеспечения научно-технической сферы, Минск, Республика Беларусь, meerovskaya@fp7-nip.org.by

Высокая потребность в новых материалах в различных областях человеческой деятельности, сложность и значительная стоимость их создания и междисциплинарный характер материаловедения как научной области диктуют целесообразность объединения кадрового потенциала и инфраструктуры для их исследования и разработки, в том числе на международном уровне. Понимание необходимости интеграции ресурсов выражается в готовности правительств разных стран и надгосударственных образований финансировать исследования в области новых материалов и разрабатывать необходимые для их поддержки инструменты. Наличие таких инструментов и доступ к ним определяют актуальные возможности международного сотрудничества, тогда как степень их использования учеными зависит от уровня и конкурентоспособности результатов, наличия у исполнителей уникальных компетенций, интегрированности их в научные сети и многих других факторов. В докладе проанализированы актуальные возможности, имеющиеся у белорусских ученых, для развития сотрудничества в области новых материалов с традиционным партнером, Россией.

За минувшую декаду количество научных проектов с этой страной почти удвоилось (рис.). Совместные проекты с Россией составляют более половины от всех двусторонних международных проектов, выполняемых организациями нашей страны, и этот показатель вырос более чем в полтора раза (с 37 до 51%) за последние десять лет, несмотря на усилия государства по расширению географии международного сотрудничества.

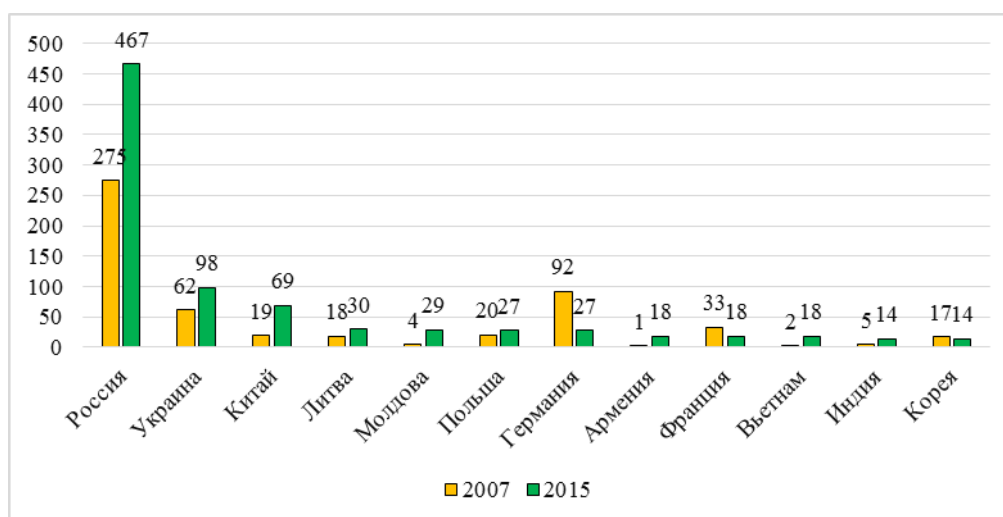


Рисунок – Международные научно-технические проекты, выполняемые организациями Республики Беларусь с основными странами-партнерами (выборка из базы данных международных программ и проектов ГУ «БелИСА» от 12.04.2017).

Этому есть ряд объяснений. Во-первых, для обеспечения сотрудничества наработан значительный арсенал инструментов, которые доказали свою действенность и пользуются популярностью среди научных организаций и наукоемких предприятий двух стран.

Во-вторых, эти инструменты довольно разнообразны, направлены на поддержку различных этапов инновационного процесса (фундаментальные исследования, прикладная наука и разработки, коммерциализация результатов и их продвижение) и

ориентированы на различные группы ученых (опытных, молодых). К ним относятся, в частности:

➤ Финансирование Белорусским республиканским фондом фундаментальных исследований (БРФФИ) совместно с российскими научными фондами конкурсов двусторонних фундаментальных научных проектов. В 2017 г. БРФФИ финансировал порядка 200 проектов с Россией, среди них 100 «взрослых» и 30 молодежных проектов с Российским фондом фундаментальных исследований (РФФИ), около 10 – с Объединенным институтом ядерных исследований (Дубна), 40 – с Сибирским отделением РАН. Таким образом, БРФФИ отвечает примерно за 40% от общего числа проектов с Россией, которые выполняются в нашей стране. Примечательно, что это сотрудничество приоритетно и для россиян: БРФФИ является наиболее значимым зарубежным партнером для РФФИ. С российской стороны интерес к конкурсам БРФФИ-РФФИ в последние годы вырос благодаря увеличению стоимости проектов.

➤ Союзные программы научно-технической направленности. В 2017 г. финансировалось 9 союзных программ, в качестве государственных заказчиков которых от Беларуси выступали: НАН Беларуси (5 программ), Минпром, Минприроды, Минздрав и Минобороны – по одной. Текущий перечень включает две программы по исследованию и технологиям материалов – «Разработка критических стандартных технологий проектирования и изготовления изделий наноструктурной микро- и оптоэлектроники, приборов и систем на их основе и оборудования для их производства и испытаний» («Луч», 2016–2019) и «Разработка комплексных технологий создания материалов, устройств и ключевых элементов космических средств и перспективной продукции других отраслей» («Технология-СГ», 2016–2020).

В реализации недавно завершившейся союзной программы «Разработка инновационных технологий и техники для производства конкурентоспособных композиционных материалов, матриц и армирующих элементов на 2012-2016 годы» («Компомат») исследования осуществлялись 40 российскими и 34 белорусскими академическими и отраслевыми институтами, предприятиями и организациями химико-технологического и машиностроительного комплексов. Государственные заказчики – Минпромторг России и концерн «Белнефтехим» [1]. В рамках программы разработано и передано в опытное производство 68 новых технологий мирового уровня, изготовлено и испытано 60 опытных и стендовых установок, разработано 30 новых образцов оборудования, создано 95 новых видов материалов и продукции и 300 новых рабочих мест. Совместными усилиями ученых и специалистов двух стран разработаны технологии и образцы оборудования для производства новых полимерных и композиционных материалов, химических волокон и нитей. В частности, партнеры смогли добиться таких характеристик термостойких волокон и нитей, которые превосходят западные образцы. Из этих материалов выпускают термостойкие (рабочая температура 300–350°C) изделия самого различного назначения. Ткани из волокна «Арселон» служат в 4–6 раз дольше материалов из традиционных волокон. На основе термостойкого волокна разработаны термостойкие швейные нити, фильтровальные ворсованные ткани, фильтровальные изоляционные нетканые материалы для предприятий цветной и черной металлургии, цементной, газовой, нефтяной и других отраслей промышленности [2].

Возможности дальнейшего использования союзных программ для финансирования исследований в сфере новых материалов и индустрии наносистем и материалов обеспечены благодаря включению этих тем в число «приоритетных направлений проблемно-ориентированных поисковых и прикладных исследований, а также разработок в целях получения новых знаний, составляющих основу технологических инноваций», Союзного государства [3]. Однако 20-летний опыт работы по союзным программам позволяет видеть не только их положительные результаты, но и организационные проблемы, например, сложный и длительный порядок формирования и нерешенный вопрос о союзной собственности, который непосредственно связан с коммерциализацией результатов и влияет на «совместность» работ. Сегодня проекты в рамках союзных программ больше напоминают параллельно выполняемые партнерами исследования и разработки на

одну и ту же тему, нежели реальную совместную деятельность, когда результат работы одной стороны зависит от вклада другой.

➤ Интернационализация научно-технической сферы является одной из наиболее ярких современных тенденций. В преломлении к обсуждаемой теме она проявляется, в том числе, в открытии национальных научных программ для ученых из других стран. К примеру, все большее число белорусских исследователей участвуют в качестве соисполнителей в национальных российских проектах, поддерживаемых по линии РФФИ, Российского научного фонда и Федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы». Стимулом для поиска отечественными учеными финансирования за рубежом является снижение расходов на науку в Беларуси, а выбор России как партнера обусловлен наличием большого числа связей, более высоким, по сравнению с белорусским, уровнем поддержки проектов и, в отдельных случаях, льготой по подоходному налогу. Представляется, что, при сохранении открытого характера российских инструментов финансирования и ситуации с поддержкой отрасли в Беларуси, такой формат сотрудничества будет использоваться шире.

➤ Новые возможности для расширения белорусско-российского инновационного сотрудничества связываются с созданием Российско-Белорусского фонда венчурных инвестиций (декабрь 2016 г.) [4].

В третьих, помимо финансовых инструментов, существует ряд механизмов и площадок содействия инновационной деятельности ученых и предпринимателей из двух стран, в том числе молодых: Фонд «Сколково», ежегодные Форум регионов Беларуси и России и Форум вузов Союзного государства инженерно-технического профиля, а также многочисленные тематические международные научно-технические мероприятия.

Наконец, в Беларуси имеется инфраструктура для информационно-консалтингового содействия сотрудничеству отечественных организаций и ученых с партнерами из России. Подобные услуги оказывают: Центр нефте- и лесохимических технологий НАН Беларуси, завязанный на Сибирское отделение РАН, Центр в Гомельском государственном техническом университете им. П.О.Сухого, работающий с Дубной, многопрофильный центр в Научно-технологическом парке БНТУ «Политехник», Белорусско-Российский центр трансфера технологий в Минском городском технопарке.

Несмотря на некоторые текущие проблемы, отмеченное выше уникальное для Беларуси многообразие возможностей для сотрудничества с Россией и их продолжающееся расширение, в том числе в области перспективных материалов, наряду с высокой взаимной заинтересованностью сторон создает хорошие предпосылки для дальнейшей устойчивой и плодотворной белорусско-российской кооперации.

Литература:

1. Постановление Совета Министров Союзного государства от 12.12.2012 № 46 [Электронный ресурс] // Право. Законодательство Республики Беларусь. – Режим доступа: <http://www.levonevski.net/pravo/norm2013/num02/d02517.html>. – Дата доступа: 22.12.2017.

2. Разработки белорусских и российских ученых внедряются в производство в «СветлогорскХимволокно» // ЭнергоБеларусь [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://energobelarus.by/news/Belarus/razrabotki_belorusskikh_i_rossiyskikh_uchenykh_vne_druayutsya_v_proizvodstvo_v_svetlogorsk_khimvolokno/. – Дата доступа: 22.12.2017.

3. Постановление Совета Министров Союзного государства от 4.04.2006 № 9 [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://pravo.levonevsky.org/bazaby09/sbor23/text23321.htm>. – Дата доступа: 03.04.2018.

4. Договор о создании Российско-белорусского фонда венчурных инвестиций подписан в Москве // Белорусское телеграфное агентство [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.belta.by/economics/view/dogovor-o-sozdanii-rossijsko-belorusskogo-fonda-venchurnyh-investitsij-podpisan-v-moskve-225298-2016/>. – Дата доступа: 21.12.2017.

ЭЛЕКТРОЕМКОСТНЫЕ СЕНСОРЫ ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПОЛИМЕРОВ

Джежора А. А., Завацкий Ю. А., Рубаник В. В.*, Царенко Ю. В.*

УО «Витебский государственный технологический университет», Беларусь

**ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, ita@vitebsk.by*

Сравнивая эффективность и технические возможности различных методов и средств неразрушающего контроля полимерных материалов, можно констатировать, что среди большого многообразия методов и средств контроля: электромагнитного, микрорадиоволнового, ультразвукового, теплового, оптического наиболее эффективным и экономичным является электроемкостный метод контроля [1]. Он характеризуется высокой чувствительностью, точностью, малым уровнем мощности, быстроедействием, низкой себестоимостью и позволяет осуществлять диагностику прочностных и деформационных свойств материалов, изучать структуру контролируемых объектов. Разнообразие конструктивных и схемотехнических решений, применяемых в электроемкостном методе контроля, вызвано многообразием объектов контроля, функционально техническим назначением средств измерения и требованиями, предъявляемыми к метрологическим, эксплуатационно-техническим характеристикам. Непрерывное повышение этих требований: точности, разрешающей способности, воспроизводимости, стабильности обуславливает необходимость дальнейшего совершенствования конструкций емкостных сенсоров, схем их подключения и технологий изготовления с учетом успехов в области микроэлектроники.

В настоящее время проектирование электроемкостных сенсоров полностью полагается на численные методы. Выбор методов и средств контроля зависит от объекта контроля, его особенностей (слоистые структуры, анизотропия, различные схемы, армирования, влагосодержание, дисперсия диэлектрических свойств, шероховатость поверхности, плотности), условий измерения (односторонний доступ, в ряде случаев необходимость бесконтактного контроля, агрессивность и влияние окружающей среды). Особенно высоки требования к определению диэлектрических свойств полимерных материалов, обладающих небольшой анизотропией физических свойств [2, 3].

Практика использования электроемкостных сенсоров показывает, что наибольшей эффективностью обладают сенсоры конструкций МЭНИК [2] и ЗСНИК [1]. Ограниченные размеры области контроля (площади) приводят к невозможности достижения всех целей одновременно. По этой причине отыскивались компромиссные решения и определялись оптимальное соотношение параметров расчета для каждого конкретного случая [1]. Параметры расчета включали в себя геометрические размеры электродов (ширину, длину, толщину электродов, металлизацию поверхности сенсора), геометрические размеры подложки, геометрические размеры контролируемого образца, параметры контролируемого образца и подложки (диэлектрическая проницаемость, проводимость), наличие анизотропии структуры, число электродов, размещение и геометрические размеры электродов охраны, параметры окружающей среды. Оптимизировались модели, построенные с помощью численных методов расчета полей [1].

Учет толщины электродов, рельефа их поверхности позволил объяснить эффекты двойственности результата измерений в ЭНИК, образование виртуальных электродов в межэлектродном пространстве сенсоров на тонких подложках. А также позволил вычислять составляющие межэлектродной емкости, обусловленные потоками силовых линий между электродами со стороны, обращенной к контролируемому образцу и потоками силовых линий между электродами со стороны, обращенной к подложке сенсора, вычислить паразитные емкости, распределения зарядов на электродах, экранах, определить границы зон контроля, границы раздела потоков полей.

Важнейшими характеристиками сенсоров являются глубина и ширина зон контроля. Расчетные картины электрических полей ЗСНИК и МЭНИК представлены на рис.1.

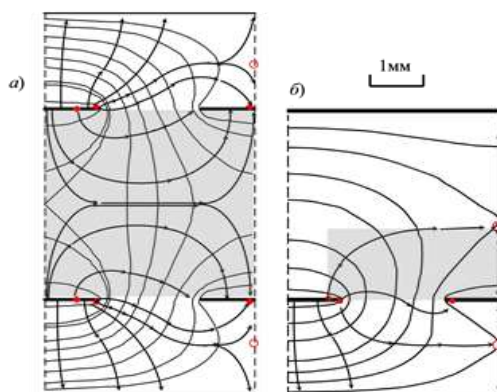


Рисунок 1- Расчетные картины электрических полей: а – ЗСНИК; б – МЭНИК

Точками на поверхностях электродов выделены границы раздела потоков, замыкающихся на электроды “ощущения” 2 и экраны 3, 4, кольцами – на границах раздела секций. Координаты точек вычислялись посредством теоремы Остроградского-Гаусса. Координаты колец вычислялись через нахождение экстремума функции потенциала $V(r, z)$.

Так как геометрические параметры электродов, межэлектродных расстояний и электрические параметры подложек одинаковы рис. 1, то возможно сравнение основных характеристик датчика ЗСНИК и МЭНИК (глубина зоны контроля, рабочая межэлектродная емкость C_{12} и чувствительности к анизотропии диэлектрических свойств контролируемого образца). Из расчетных картин электрических полей видно, что глубина зоны контроля для МЭНИК составляет менее половины межэлектродного зазора и равна $0,41 h'$, в то время как преобразователь ЗСНИК контролирует весь объем межэлектродного пространства h' . Различия касаются и ширины зоны контроля. Для ЗСНИК ширины зоны контроля составляет ширину секции r , для МЭНИК $0,81 r$. На рис.1 рабочие области контроля для ЗСНИК и МЭНИК затонированы. В силу того, что рабочие области контроля преобразователей ЗСНИК и МЭНИК различны, значение рабочей емкости ЗСНИК выше значения рабочей емкости преобразователя МЭНИК. Для рассматриваемых конструкций на единицу длины электродов расчетные емкости соответственно составили: $C_1 = 1.248$ пФ/м, $C_2 = 0.495$ пФ/м. Это дает ему преимущества над преобразователем МЭНИК ($C_2 = 0.495$ пФ/м), имеющим те же значения геометрических размеров.

Новые концептуальные подходы и идеи в теории расчета электроемкостных датчиков позволили улучшить соответствия теоретических и экспериментальных значений измеряемых параметров в датчиках накладного типа. Методики оценки вклада краевых эффектов, определения глубины зоны контроля, рабочих емкостей позволили разработать новые алгоритмы оценки параметра датчиков. Созданные математические модели и программы численных расчетов электроемкостных датчиков позволяют проводить обоснованный выбор конструкции и параметров датчиков, определять метрологические характеристики измерительных устройств, решать вопросы технической осуществимости поставленных задач.

1. В. В. Рубаник, Контроль качества нетканых материалов /Рубаник В. В., Джежора А.А. [др] //Неразрушающий контроль и диагностика. – 2017 – Вып.1. – С.33-39.

2. Конденсатор для определения анизотропии материала по диэлектрической проницаемости: пат. №21487, Респ. Беларусь, МПК G 01 R 27/26 / А. А. Джежора, А. М. Науменко; выдан. 08.06.2017.

3. Dzhezhora A.A. The Edge Effect on the Electrode Faces upon Testing of Orthotropic Media/ A.A. Dzhezhora A.M. Naumenko//Russian Journal of Nondestructive Testing,. - 2014,. - Vol.50. - №3,. -P. 50-56.

ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА КОМПОНЕНТОВ ТЕРМОПАРНОГО КАБЕЛЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Царенко Ю.В., Рубаник В.В.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь,
labpt@vitebsk.by

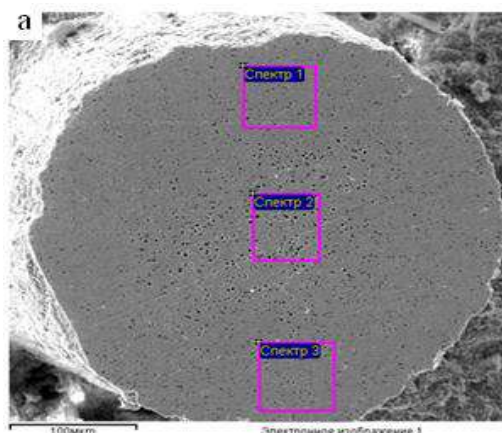
Одна из причин, вызывающая изменение показаний кабельных термопар, заключается в переходе легирующих элементов с термоэлектрода на термоэлектрод, а также с оболочки на термоэлектроды. В частности, для термопар типа ХА - это переход атомов хрома с хромелевого термоэлектрода на алюминий, а также потеря атомов алюминия алюминевым термоэлектродом. При температурах около 1100 °С становится заметным влияние переноса атомов марганца от нержавеющей оболочки кабеля к термоэлектродам. При указанной температуре марганец имеет высокое давление паров и может переноситься по микропорам в порошке оксида магния к термоэлектродам. Поэтому при температурах выше 800 °С применение кабельных термопар с оболочкой из нержавеющей стали, содержащей около 2% марганца, заметно сокращает метрологический ресурс термоэлектрического преобразователя. Для таких температур рекомендуется оболочка кабеля из высоконикелевых сплавов [1].

Другой причиной изменения характеристики кабельного термопреобразователя может быть влага, поглощенная окисью магния, обладающей большой гигроскопичностью. Это может наблюдаться при нарушении герметичности кабеля. Влага уменьшает сопротивление изоляции и приводит к шунтированию термоЭДС. Кроме того, взаимодействие паров воды с MgO может привести к разрушению кабельной оболочки, т.к. образующийся гидроксид магния Mg(OH)₂ имеет в 1,5 раза больший, чем оксид, удельный объем, что вызывает повышенное давление на оболочку [2].

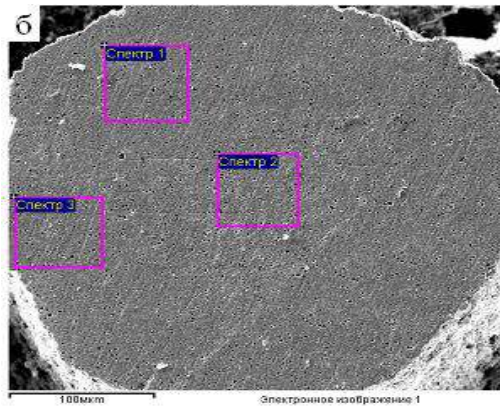
К механической деформации термоэлектродов термопреобразователей, эксплуатирующегося в режиме теплосмен, приводит различие в коэффициентах термического расширения составных частей кабеля. Возникающие при этом микронапряжения также влияют на термоЭДС [2].

Для определения химического состава порошковой изоляции, жил и оболочки кабеля использовали рентгеновский энергодисперсионный спектрометр «Inca 360» («Oxford Instruments», Великобритания). Область возбуждения рентгеновского излучения 0,5 мкм. Съемка проводилась при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Химический состав порошковой изоляции, жилы и оболочки кабеля представлен на рис.1 - 3.



Спектр	Al	Co	Si	Mg	Ni
Спектр 1	1.99	0.89	1.25	0.71	остальное
Спектр 2	1.85	0.90	1.20	0.58	остальное
Спектр 3	2.07	0.91	1.26	0.69	остальное

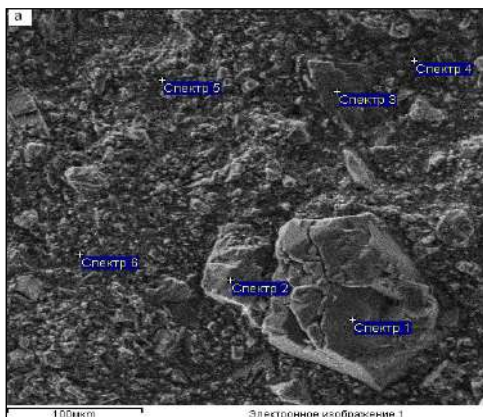


Спектр	Cr	Fe	Si	Mg	Ni
Спектр 1	9.62	0.71	0.62	0.99	остальное
Спектр 2	9.95	0.55	0.60	0.85	остальное
Спектр 3	9.71	0.77	0.57	0.95	остальное

Рисунок 1 - . Химический состав жилы из сплава алюмель (НМцАК2-2-1) (а) и хромель (б) после отжига кабеля КТМС диаметром 2.0 мм

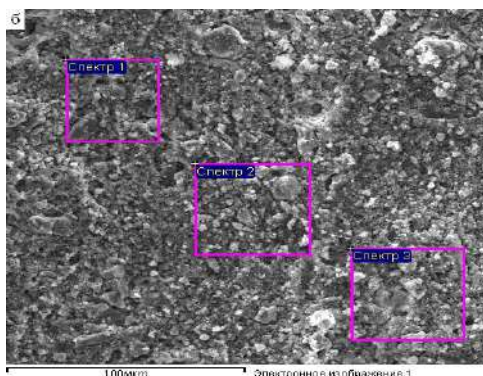
Из анализа данных по химическому составу термоэлектродных жил кабеля видно, что на периферии проводников сплава алюмель наблюдается некоторое снижение содержания никеля и увеличение количества магния и алюминия. Для термоэлектрода из хромели к периферии наблюдается понижение содержания хрома и никеля и увеличение железа и магния. Содержание кремния при этом по сечению образца практически не изменяется.

Поскольку кабель проходит термическую обработку при температуре 1000 °С, то наблюдается некоторый перенос атомов элементов, в том числе и железа, от нержавеющей оболочки кабеля к порошковой изоляции. Атомы оболочки могут переноситься по микропорам в порошок оксида магния и к термоэлектродам.



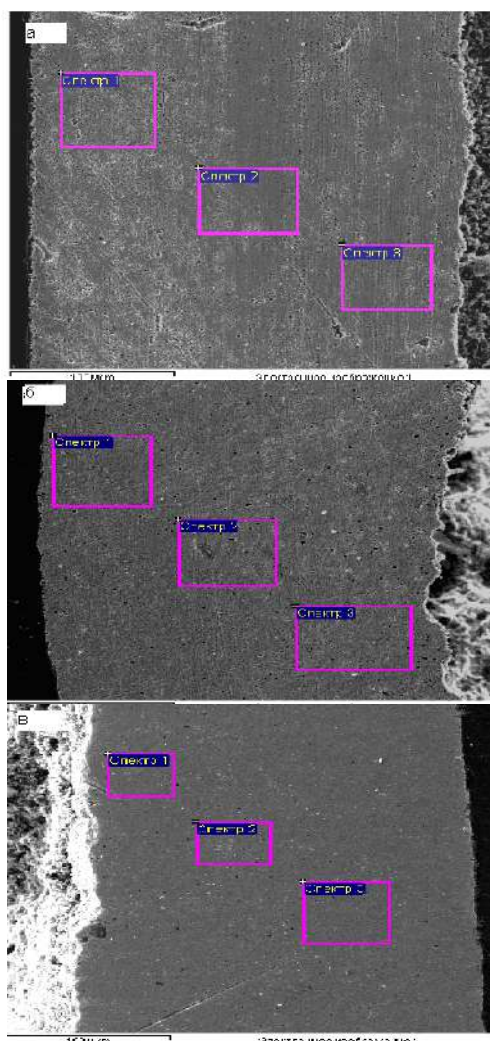
Спектр	Mg	Ca	Fe	O
Спектр 1	54.24	0.37	0.01	остальное
Спектр 2	51.89	0.25	0	остальное
Спектр 3	57.17	0.07	0	остальное
Спектр 4	60.52	1.30	0.03	остальное
Спектр 5	54.13	0.22	0	остальное
Спектр 6	55.67	0.42	0.02	остальное

← Жила Оболочка →



Спектр	Mg	Cu	Fe	O
Спектр 1	60.13	0.13	0.17	остальное
Спектр 2	60.47	0.12	0.02	остальное
Спектр 3	60.25	0.45	0.1	остальное

Рисунок 2 - Химический состав изоляционного порошка кабеля КТМС диаметром 3,2 мм (а) и 2,0 мм (б) после волочения и отжига



Спектр	Ti	Cr	Mn	Ni	Fe
Спектр 1	0.84	18.88	0.66	9.99	остальное
Спектр 2	0.85	18.46	0.98	10.59	остальное
Спектр 3	0.67	18.89	0.79	9.81	остальное

Спектр	Ti	Cr	Mn	Ni	Fe
Спектр 1	0.79	18.75	0.69	9.77	основа
Спектр 2	0.68	18.73	0.22	10.56	основа
Спектр 3	0.62	18.75	0.42	10.06	основа

Спектр	Ti	Cr	Ni	Fe
Спектр 1	1.05	18.74	10.46	остальное
Спектр 2	1.01	18.48	10.64	остальное
Спектр 3	0.35	19.00	10.07	остальное

Рисунок 3. Химический состав оболочки термпарного кабеля КТМС диаметром 3,2 мм (а), 2,0 мм (б), 1,5 мм (в) после волочения и отжига

Таким образом, после многократных циклов пластической деформации и термической обработки термпарного кабеля, для сплава алюминий наблюдается тенденция к понижению содержания никеля, а для сплава хромель, понижению, как никеля, так и хрома в зоне контакта термоэлектродных сплавов с порошковой минеральной изоляцией.

Кроме того установлено, что в процессе изготовления термпарного кабеля малых диаметров на границах раздела термоэлектродных проводников с порошковой изоляцией из окиси магния наблюдается увеличенное содержание железа, по-видимому, вследствие взаимодействия окиси магния как с термоэлектродами, так и с нержавеющей сталью, из которой выполнена оболочка термпарного кабеля.

Список литературы

1. Шлеймович, Е.М. Термоэлектрические преобразователи для измерения температуры / Е.М. Шлеймович, В.Г. Лисиенко. - Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2007. – 118с.
2. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ДОВОДКА ВОЛОЧИЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Мосин А.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск,
ita@vitebsk.by

В ИТА НАН Беларуси разработано оборудование для размерной обработки и полировки волок диаметром 0,04 - 10,0 мм из сверхтвердых материалов, например, природных и синтетических алмазов, твердых сплавов [1]. Обработка производится по способу алмазно-абразивной доводки притиром в виде проволоки или жгута (инструмента) с подачей в зону обработки абразивной суспензии. Станок для полировки волок имеет две модификации: с наложением на инструмент ультразвуковых колебаний (рис.1) и обычного исполнения (рис.2). Для возбуждения ультразвуковых колебаний в зоне обработки была использована ультразвуковая аппаратура, включающая высокочастотный ультразвуковой генератор с выходной мощностью до 600 Вт и преобразователь номинальной частотой 22 кГц, со ступенчатым концентратором.

Основными технологическими характеристиками вибрационной доводки являются: съём обрабатываемого материала, шероховатость обработанной поверхности, точность обработки, глубина образуемого в результате доводки поверхностного слоя и остаточные деформации в нем (таблица 1).

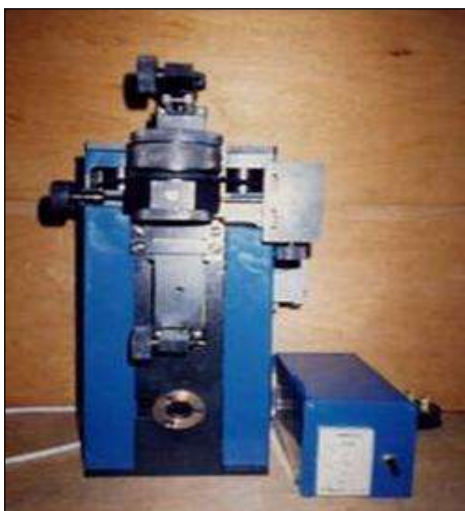


Рисунок 1 - Ультразвуковой станок для доводки волок (генератор УЗК не показан)



Рисунок 2 - Станок для полировки волок обычного исполнения

Таблица 1 – Технические характеристики станка для доводки волок

№ п/п	Техническая характеристика	Значение параметра
1.	Диаметр отверстия волок, мм	0,04 - 10,0
2.	Скорость вращения шпинделя, об/мин	1300
3.	Число двойных ходов притира в мин	140
4.	Амплитуда хода притира, мм	80
5.	Угол поворота шпинделя, град	20
6.	Перемещение шпинделя в плоскости, перпендикулярной оси притира, мм	14
7.	Потребляемая мощность, Вт	180
8.	Габаритные размеры, мм	200x320x410
9.	Масса, кг	20

Показано, что технологические характеристики ультразвуковой доводки волок для пластической деформации кабелей с минеральной изоляцией зависит от параметров

процесса: натяжения рабочего инструмента, скоростей вращательного и возвратно-поступательного движения и их соотношения, рода и зернистости абразива, соотношения твердой и жидкой фаз абразивной суспензии, амплитуды и частоты колебаний, времени обработки, материала притира.

Важной технологической задачей, существенно влияющей на выходные параметры вибрационной доводки волок, является способ передачи ультразвуковых колебаний от преобразователя инструменту. Возникающие трудности связаны с малыми размерами инструмента проволоки, диаметр которой был равен 0,1 - 0,3 мм.

Опробовано пять вариантов возбуждения колебаний в инструменте – проволоке (рис.3): а) инструмент прижимается к боковой поверхности концентратора подпружиненным роликом 3, и под действием сил трения в проволоке 2 возбуждаются ультразвуковые колебания; б) инструмент – проволока 2 протягивается с небольшим натягом через волоку, установленную в пучности смещений концентратора; в) инструмент огибает концентратор 1 по радиусной канавке, а прижим проволоки 2 к концентратору осуществляется за счет ее противонатяжения; д) инструмент закрепляется в пучности смещений концентратора винтом 1; е) инструмент соединяют с концентратором с помощью соединения методом пайки.

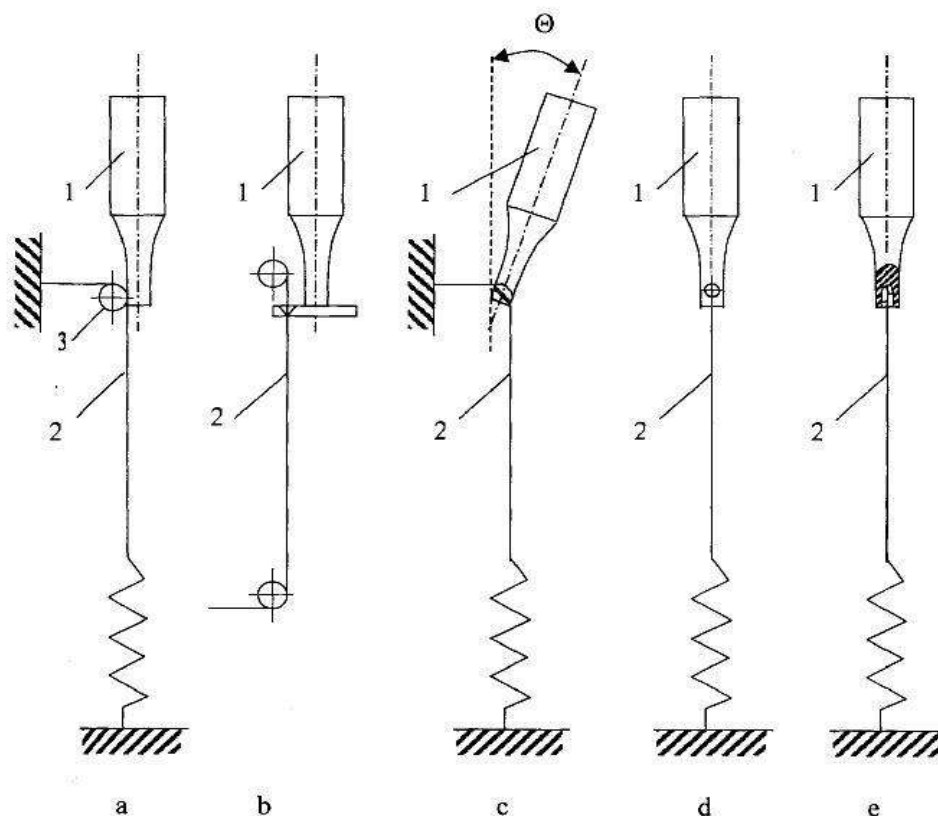


Рисунок 3 - Принципиальные схемы возбуждения ультразвуковых колебаний в инструменте-проволоке

Экспериментально установлено, что стабильное протекание процесса вибрационной доводки обеспечивается способами *c*, *d*, *e*. С точки зрения технологичности преимуществами обладают способы возбуждения колебания *c* и *d*. По способу *e* возможна более полная передача ультразвуковой энергии инструменту – проволоке.

Основными технологическими характеристиками вибрационной доводки являются: съем обрабатываемого материала, шероховатость обработанной поверхности, точность обработки, глубина образуемого в результате доводки поверхностного слоя и остаточные деформации в нем.

При обработке хрупких материалов, каким является синтетических алмаз СВ15Б, по рассматриваемым схемам доводки определено оптимальное по производительности значение усилия натяжения инструмента. Повышение скорости съема материала с ростом усилия натяжения обусловлено в основном двумя причинами: увеличением числа работающих зерен и увеличением глубины внедрения зерен в обрабатываемую поверхность. Оптимальное значение напряжения натяжения проволоки составляло около 150 Н/мм^2 . Его рост усилия способствует также уменьшению овальности волоочильного отверстия, что наиболее явно проявляется при обработке отверстий инструментом с диаметром равном диаметру обрабатываемого отверстия.

С увеличением скорости вращения волоки относительно инструмента, объем удаленного материала за единицу времени возрастает. Увеличение скорости съема при высоких скоростях относительного движения заготовки и притира обусловлено как улучшением условий обмена абразивных зерен в рабочей зоне, так и увеличением времени взаимодействия абразивных зерен с обрабатываемой поверхностью.

Наиболее интенсивный съем материала происходит в начальный период обработки, по мере снятия припуска величины съема уменьшается и в установившемся режиме не зависит от времени обработки (рис.4).

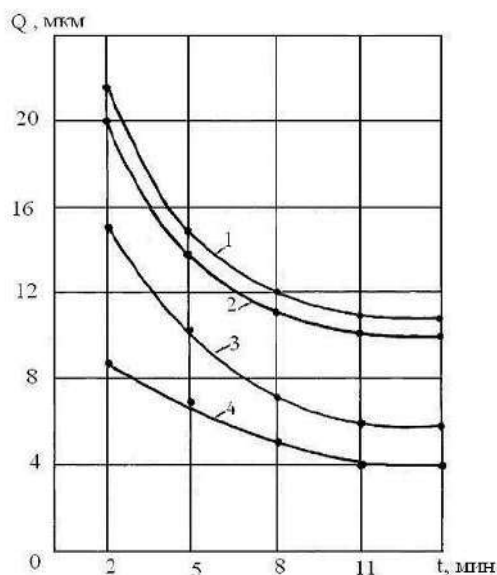


Рисунок 4 - Зависимость изменения диаметра волоки Q от времени обработки t, при различных амплитудах колебаний притира: 1 - 15 мкм; 2 - 12 мкм; 3 - 10 мкм; 4 - 5 мкм. Скорость вращения волоки 1500 об/мин

В начальный период обработки происходит интенсивное зарождение усталостных трещин вследствие наличия на обрабатываемой поверхности дефектного слоя образованного предшествующей операцией (ультразвуковым шлифованием). По мере удаления дефектного слоя глубина распространения усталостных трещин уменьшается, вызывая снижение величины съема материала до определенного значения, зависящего от физико-механических свойств материала заготовки и технологических параметров обработки.

Разработанное ультразвуковое оборудование позволяет производить формообразование волоочильного канала инструмента и может быть рекомендовано для использования в кабельном и метизном производстве.

Литература

1. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.

**ИССЛЕДОВАНИЕ БРОНЕКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КОРУНДА,
МОДИФИЦИРОВАННОГО ДОБАВКАМИ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СОСТАВОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ**

Подболотов К.Б., Волочко А.Т., Рубаник В.В., Самолетов В.Г.

*Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск
Институт технической акустики НАН Беларуси, Минск
k.podbolotov@yahoo.com*

В последние десятилетия керамические материалы находят всё большее применение в составе композитной брони для защиты личного состава и военной техники. Это обусловлено комплексом свойств керамических материалов – низкой плотностью (в 2 – 3 раза ниже, чем у стали), высокой твёрдостью (в 1,5 раза выше, чем у стали), высоким модулем упругости, достаточной прочностью. Причём наиболее успешно по сравнению с металлами керамика используется для бронезащиты от наиболее тяжёлых видов воздействия – бронебойных пуль и снарядов. Выполняя роль дробяще-отклоняющего слоя в составе композитной брони, керамические материалы позволяют снизить её вес и повысить эффективность бронезащиты.

Данные технико-экономических различных керамических бронематериалов показывают, что наиболее низкой стоимостью, при удовлетворительном уровне характеристик, обладают бронематериалы на основе корунда. Однако даже применение субмикронных порошков корунда не позволяет спекать его при температурах менее 1700-1800 °С, что экономически нецелесообразно. Введение легирующих (спекающих) добавок позволяет снизить температуру обжига до 1400-1600 °С, что делает процесс значительно экономичнее и доступнее. При этом эффективность использования нанокристаллических материалов в данном случае обусловлено проявлением у них уникальных свойств, связанных с тем, что половина, или даже больше атомов отдельной частицы находится у её поверхности. Известно, что снижение размеров зерен способствует активизации спекания керамического материала ввиду нескольких факторов: увеличение радиуса кривизны поверхности, повышение поверхностной энергии, снижение температуры плавления.

Однако синтез наноматериалов традиционными методами сталкивается с большими трудностями, которые связаны с длительностью подготовительных или основных операций синтеза, зачастую невозможностью использовать универсальные методики для синтеза различных типов материалов, рекристаллизационными процессами при высокотемпературном синтезе и агрегацией частиц при измельчении.

Одним из наиболее динамично развивающихся способов получения наноматериалов является синтез наноматериалов методом горения растворов. Суть метода заключается в горении реакционных сред, созданных растворением исходно твердофазных химических компонентов в жидких средах. Данный вид горения предлагает некоторые уникальные особенности для синтеза материалов. Длительность реакции составляет порядка нескольких секунд с разогревом до температур 1000-1500 °С. Наиболее важным является то, что при горении растворов выделяется большое количество газообразных соединений, что способствует формированию наноразмерных продуктов. С помощью этого метода получают широкий круг наноразмерных оксидных, бескислородных и композиционных наноматериалов с различными физическими и химическими свойствами.

Представляется перспективным использование полученных этим методом наноматериалов для получения добавок активизирующих спекание и повышающих прочность керамики на основе оксидных и неоксидных соединений. В настоящей

работе проведены исследования Корундовой керамики при применении эвтектических композиций наноразмерных порошков оксидных систем $RO-Al_2O_3$, $RO-SiO_2$ и $RO-Al_2O_3-SiO_2$ ($R = Mg, Ca, Ba, Zn$) полученных при горении растворов.

Для исследований были выбраны композиции в системах $RO-Al_2O_3$, $RO-SiO_2$ и $RO-Al_2O_3-SiO_2$ ($R = Mg, Ca, Ba, Zn$) отвечающие эвтектическим точкам на диаграммах состояния. В качестве окислителя и источников катионов применяли нитраты магния ($Mg(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$), кальция ($Ca(NO_3)_2 \cdot 4H_2O$), бария ($Ba(NO_3)_2$), цинка ($Zn(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$) и алюминия ($Al(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$), а также оксид кремния (SiO_2). В качестве восстановителя для проведения синтеза материалов целесообразно использовать широкодоступные органические вещества, для рассматриваемых систем оптимально применение карбамида (CH_4N_2O) при соотношении восстановителя к окислителю 1,25. Для проведения синтеза исходные компоненты растворяли в минимальном количестве воды, и, при необходимости, добавлялся кремнезем и осуществлялся помол в планетарной мельнице в течение 15 мин. По завершению помола, суспензию переливали в кварцевые стаканы и ставили в нагретую до 500 °С печь. После испарения воды начиналось вспучивание органической составляющей смеси и ее воспламенение с образованием газообразных и твердых продуктов синтеза.

По данным ДСК/ТГ анализа после прохождения синтеза в продуктах остается небольшое количество органических соединений и углерода, которые удаляются при обжиге в диапазоне 500-600 °С, о чем свидетельствует потеря массы. Установлено, что в барийсодержащих системах синтез не протекает полностью, поскольку на кривых ДСК фиксируются значительные эндотермические эффекты с потерей массы, которые отвечают разложению нитрата бария. Это связано с недостаточной экзотермичностью процесса синтеза, что подтверждается данными термодинамических расчетов (приведены в таблице), ввиду чего реакция взаимодействия протекает не полностью.

Таблица – Результаты термодинамических расчетов в исследуемых системах.

Номер	Оксидная система	Адиабатическая температура, К	Объем газообразных продуктов синтеза на 100 г исходной безводной смеси, л	Фазовый состав синтезированного материала по данным расчета
1	$MgO - SiO_2 - Al_2O_3$	2000,0	391,3	$Mg_2Si_2O_6$, $Al_6Si_2O_{13}$, SiO_2
2	$MgO - SiO_2$	1641,4	288,1	$MgSiO_3$, SiO_2
3	$ZnO - SiO_2 - Al_2O_3$	1800,0	335,7	Zn_2SiO_4 , $Al_2Si_2O_{13}$
4	$ZnO - SiO_2$	1541,5	314,1	Zn_2SiO_4 , ZnO
5	$CaO - Al_2O_3$	1683,1	360,4	$CaAl_2O_4$, $Ca_3Al_2O_6$
6	$CaO - SiO_2 - Al_2O_3$	2000,0	395,4	$CaAl_4O_7$, $CaAl_2Si_2O_8$, $CaSiO_3$

Исследование спекающих свойств синтезированных добавок проводилось на образцах изготовленных на основе белого электрокорунда М1, с размерами зерен около 1,0 мкм. Добавки вводились в количестве 2,5 %, смешение производилось мокрым помолем в планетарной мельнице в течение 15 мин. Полученная суспензия сушилась при 120 °С и смешивалась с пластификатором. Образцы прессовались при давлении 80 МПа и после сушки обжигались при температурах 1350-1550 °С.

На полученных образцах определялась относительная плотность и предел прочности при изгибе (рисунок).

Как следует из экспериментальных данных, температура обжига 1350 °С не достаточна для достижения высоких показателей корундовой керамики во всех случаях. При использовании добавок алюминатов, силикатов и алюмосиликатов магния, кальция, цинка и бария плотность в 90 % и более достигается только при температурах 1550 °С и более, что связано со спеканием только при образовании достаточного количества жидкой фазы.

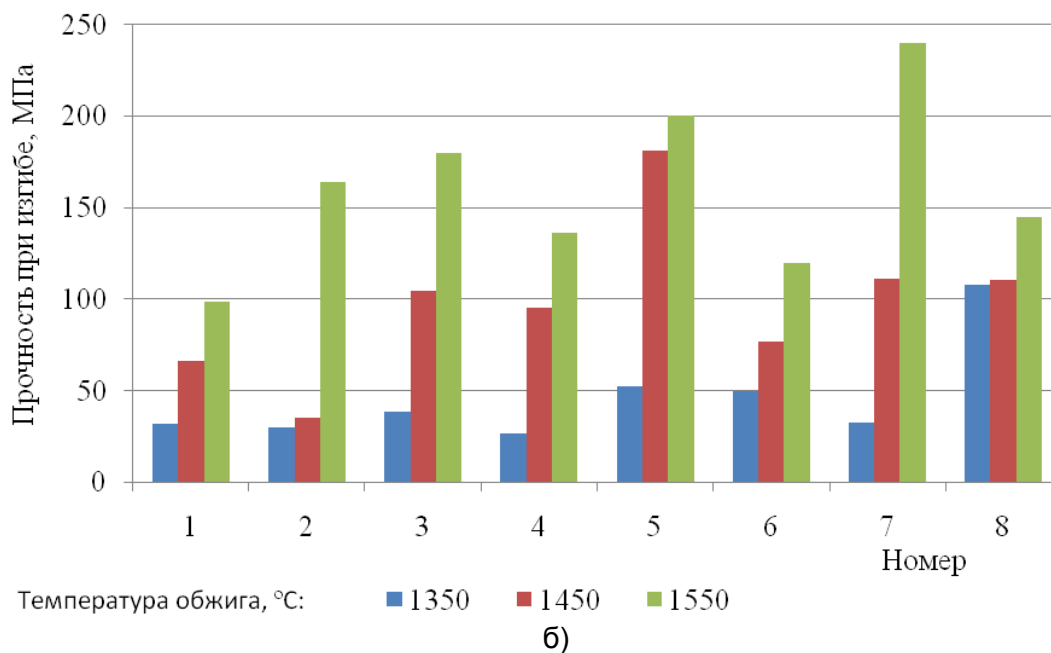
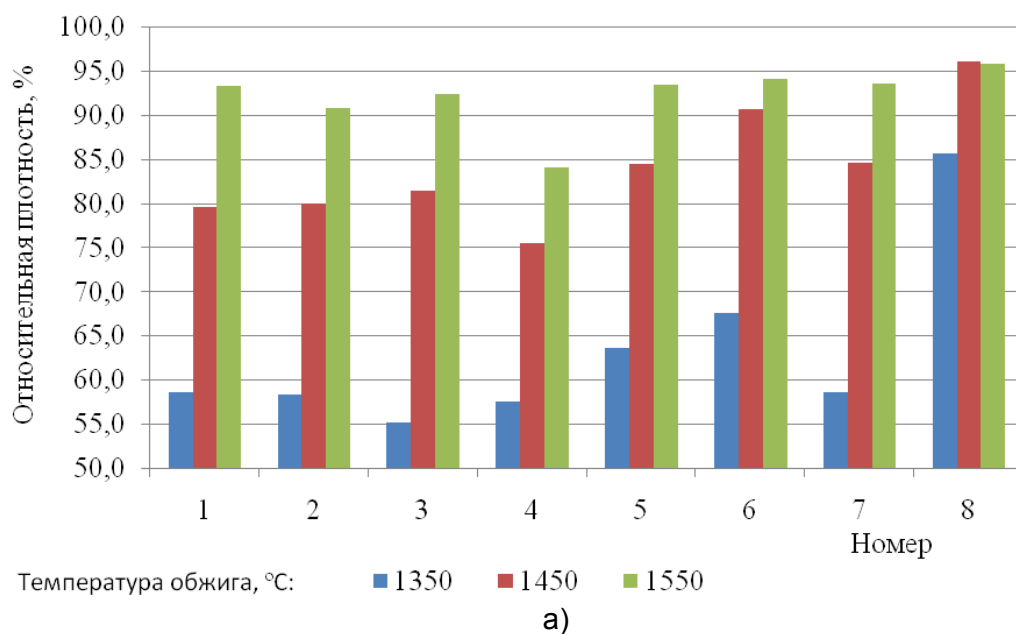


Рисунок – Зависимости относительной плотности (а) и предела прочности при изгибе (б) от состава и температуры обжига.

При этом отмечается, что при переходе от добавок алюмосиликатов магния к кальцию и далее к барию, прочностные характеристики получаемых корундовых материалов улучшаются. Наиболее высокими показателями плотности и прочности обладают материалы, полученные с применением добавок систем: ZnO – SiO₂ – Al₂O₃, CaO – Al₂O₃, BaO – SiO₂ – Al₂O₃.

**ВЛИЯНИЕ УЗ - ОБРАБОТКИ СУСПЕНЗИЙ ШУНГИТА НА СВОЙСТВА
ПОРТЛАНДЦЕМЕНТНЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БЕТОНОВ**

^{1,2}Рубаник В.В., ^{1,2}Рубаник В.В. мл., ^{1,2}Шилин А.Д., ³Белоус Н.Х., ³Родцевич С. П.,
⁴Шилина М.В.

¹ГНУ «Институт технической акустики» НАН Беларуси, г. Витебск,

²УО «Витебский государственный технологический университет» г. Витебск,

³Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г. Минск,

⁴УО «Витебский государственный университет» г. Витебск.

Задачей данной работы являлась оптимизация режимов ультразвуковой (УЗ)-обработки суспензий шунгита (Ш) в водном растворе нафталинсульфонового суперпластификатора (СП) бетонов СЗ, с целью максимального положительного влияния на физико-механические, гидрофизические свойства и коррозионную стойкость портландцементных мелкозернистых бетонов. Суспензии Ш получены двухстадийным способом: на первой стадии производится его помол в шаровой мельнице совместно с сухим порошком нафталинсульфонового суперпластификатора (СП) СЗ (ТУ ВУ 190669631.009-2011, ООО Фрэймхаустрэйд, Минск) при массовом соотношении 1:0,2 до образования продукта высокой удельной поверхности, затем, с помощью импульсного активатора проводят УЗ диспергирование порошка Ш в воде при концентрации его твердой фазы - 3 %. Было изучено влияние времени (5, 15, 30 минут) УЗ-обработки Ш в его 3 %- ных суспензиях на размеры частиц (исследования проводили на фотоседиментометре ФСХ - 4) (рис.1), а также поведение наполнителя в портландцементных цементно-песчаных составах. На данном этапе выполнения работы представлены результаты изучения кинетики набора прочности, гидрофизических свойств и коррозионной стойкости мелкозернистых бетонов, содержащих суспензию СЗ с шунгитовыми частицами, обработанную УЗ в течение 5 минут.

Дифференциальные кривые распределения частиц приведены на рисунке 1. Как видно из рисунка, суспензии можно отнести к монодисперсным, в которых максимумы кривых распределения по размерам после УЗ – обработки в течение 5, 15 и 30 минут при концентрации Ш - 3 % расположены в области размеров 3-5 мкм. Ход дифференциальных кривых распределения свидетельствует о том, что уже после 5 минут обработки медианный диаметр частиц составляет 4,6 мкм. Однако, при такой продолжительности наблюдается повышенная полидисперсность суспензий, обусловленная присутствием большого количества частиц с размерами от 7 до 200 мкм (рис.1а). При временах обработки 30 мин также сильно увеличивается полидисперсность суспензий и изменяются их статистические параметры (рис.1в). Таким образом, с точки зрения размерности частиц оптимальным временем УЗ – обработки является время -15 мин, после обработки повышается степень монодисперсности частиц суспензий, в результате чего более 60 % частиц имеют диаметр ~ 4мкм (рис.1б). При этом фиксируются не только наименьшие размеры частиц, но и их меньшая полидисперсность (рис.1 б).

Проведен анализ свойств бетонов (массовое соотношение цемент и песок - 1:1,5) после введения частиц Ш, обработанных ультразвуком в течение 15 минут. Содержание Ш при этом варьировали от 0,001 до 1 % от массы цемента, изучены физико-механические, гидрофизические свойства и коррозионная стойкость бетонов на их основе: воздухоовлечение, удобоукладываемость по осадке конуса, плотность и кинетика набора прочности. Установлено, что зависимости удобоукладываемости и воздухоовлечения имеют экстремальный вид, существенное влияние на их ход оказывают водоцементные соотношения строительных растворов. Максимальная осадка конуса и плотность, а также минимальное воздухоовлечение характерны для строительных растворов, содержащих 0,03- 0,05 % Ш. Максимальные прочностные свойства при в/ц-0,36 имеют бетоны, содержащие 0,15 % Ш.

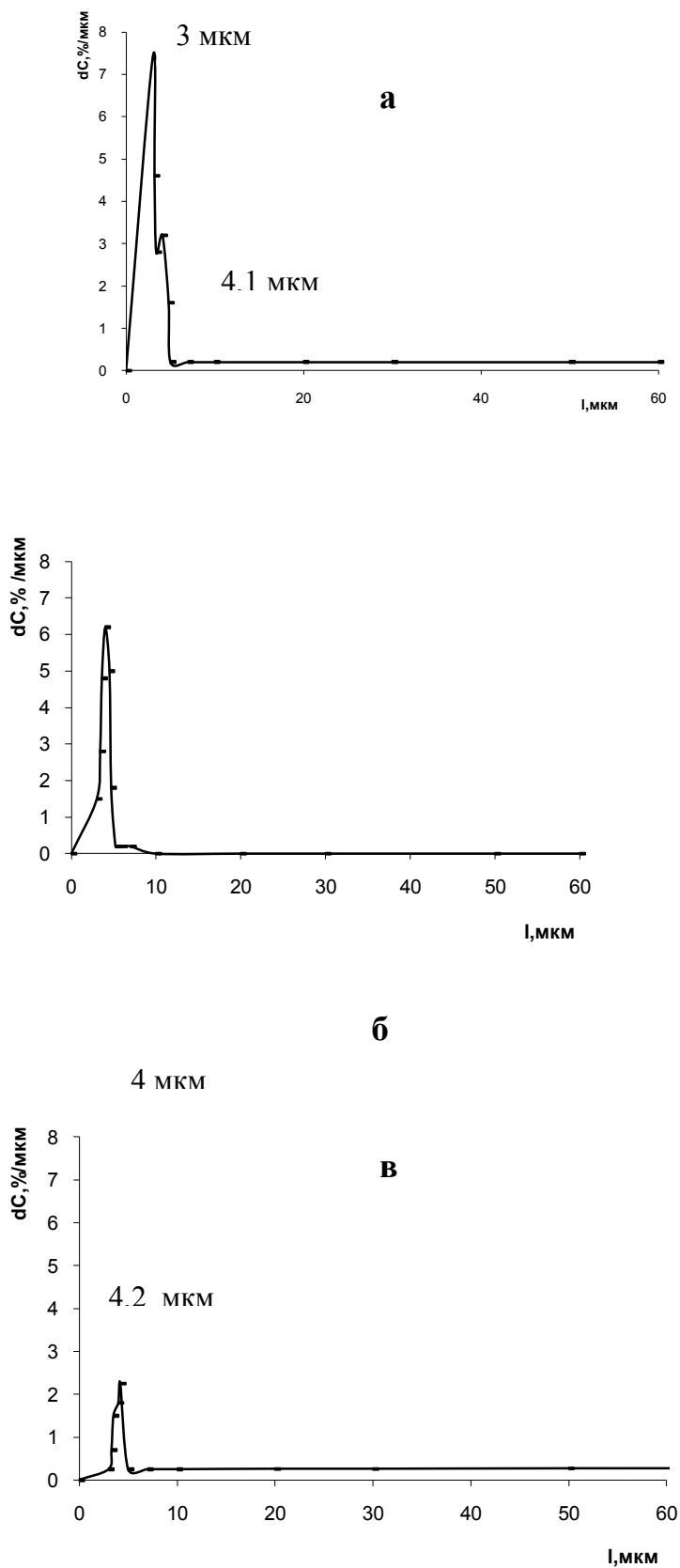


Рисунок 1 - Дифференциальные кривые распределения масс частиц шунгита в 3 %-ной суспензии с СЗ после УЗ обработки в течение 5 (а), 15 (б) и 30 минут (в).

При $w/c = 0,38$ зависимость 28-суточной прочности при сжатии от содержания Ш имеет экстремальный вид с 2 максимумами при содержаниях - 0,005 % и 0,03 % , прочность модифицированных бетонов, в этом случае, превышает прочность бездобавочных, в среднем, на 13 %. Четкого механизма влияния суспензии СП СЗ и Ш, обработанной ультразвуком, на физико-механические показатели не выявлено, однако, можно предположить, что влияние Ш связано с ускорением гидратации клинкерных минералов цемента и интенсивным образованием основного продукта твердения - портландита, $Ca(OH)_2$. За счет взаимодействия интенсивно выделяющегося гидрата кальция с наночастицами аморфизированного кремнезема Ш, в поровом пространстве бетонного камня образуется дополнительное количество этtringита и низкоосновных гидросиликатов кальция, присутствие которых способствует уплотнению структуры бетона и повышению его прочности. В то же время аморфные углеродные наночастицы Ш выполняют роль центров кристаллизации новообразований портландцементного бетона.

Наибольшая эффективность суспензий Ш, обработанных УЗ в течение 15 минут, проявляется в гидрофизических свойствах и коррозионной стойкости бетонов. Минимальные величины водо – и солепоглощения были зафиксированы при содержаниях Ш- 0,01 - 0,05 %, а максимальные значения водо- и солестойкости характерны для образцов, с широким диапазоном концентрации Ш – 0,05-0,5 %. Интересным является факт значительного повышения коэффициентов водо- и солестойкости шунгитосодержащих материалов по сравнению с бетонами контрольного состава. Для контрольных образцов K_w и K_c не превышают 1,06-1,1, однако, после введения в бетоны Ш коэффициенты водо- и солестойкости, характеризующие прочность при сжатии после хранения в воде или в растворе соли, увеличиваются до 1,37 - 1,5.

Список литературы

1. Бабков В.В., Мохов В.Н., Капитонов С.М., Комохов П.Г. Структурообразование и разрушение цементных бетонов. — Уфа, ГУП «Уфимский полиграфкомбинат», 2002 г. — 376 с.
2. Лукутцова Н.П., Матвеева Е.Г. Наномодифицированный мелкозернистый бетон // Вестник МГСУ. 2009. Спецвып. № 3. С. 84—90.
3. Лукутцова Н.П., Матвеева Е.Г., Фокин Д.Е. Исследование мелкозернистого бетона, модифицированного наноструктурной добавкой // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2010. № 4. С. 6—11.
4. Чан Минь Дык, Сахаров Г.П. Усадка и ползучесть мелкозернистого бетона из экструдированных смесей // Вестник МГСУ. 2009. Спецвып. № 1. С. 384—390.
5. Баженова С.И., Алимов Л.А. Высококачественные бетоны с использованием отходов промышленности // Вестник МГСУ. 2010. № 1. С. 226—231.
6. Толыпина Н.М., Рахимбаев Ш.М., Карпачёва Е.Н. Об эффективности действия суперпластификаторов в мелкозернистых бетонах в зависимости от вида мелкого заполнителя // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2010. № 3. С. 66—74.
7. Пыкин А.А., Лукутцова Н.П., Костюченко Г.В. К вопросу о повышении свойств мелкозернистого бетона микро- и нанодисперсными добавками на основе шунгита // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2011. № 2. С. 22—27.

COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING COATINGS BASED ON ALUMINUM WITH BORON CARBIDE ADDITION

*Chang Kyu Rhee, Rubanik V., Rubanik V. jr.

* Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon, South Korea, leeminku@kaeri.re.kr
Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus, ita@vitebsk.by

The intensive development of nuclear power and industry, the wide implementation of nuclear energy facilities in practically every sector of human activity pose a problem for the implementation of radiation protection requirements for ensuring radiation safety. Today organic and inorganic radiation shielding materials and mixtures are used in the field of nuclear energy (a wide range of industries, nuclear industry, medicine, etc).

Having excellent mechanical properties pure metals and alloys in the rate of high radiation are subject to considerable swelling as well as because of changes in structure. These structural changes can be prevented by using materials that are subjected to weak swelling and by modification of ceramic fillers. Due to the introduction of various fillers in a matrix, selection of composition, changes of component ratio the radiation protection and other properties of a composite can be controlled [1].

Modern radiation-protective metal-composite materials are artificial composite materials combining plastic metallic matrix (aluminum, lead, copper, tin, etc.) and solid metallic and nonmetallic reinforcing components both of natural and artificial origin (granite, basalt, limestone, dolomite, expanded clay, iron oxide systems, etc.) [2].

The use of nanosized powder particles of material which absorbs radiation (BN, B₄C, Pb and W) increases rate absorption neutron rate at 1.5 times and the dispersion coefficient of gamma ray emission at 30÷40% [4]. For obtaining composite coatings containing boron carbide using cold gas- dynamic spraying method a mixture of powders prepared by different methods has been used [5,6]. This is a mechanical mixture, for example, Al-12Si matrix and 20 wt.% of boron carbide particles [5], B₄C powders plated with nickel [6].

The initial powder for deposition was a powder mixture of aluminum, aluminum oxide and boron carbide of 30 ÷ 50 µm particle size and had the following composition: Al-5 wt.%B₄C, Al-5wt.%B₄C-5wt.%Al₂O₃, Al-5wt.%B₄C-10wt.%Al₂O₃.

The coatings were deposited on the aluminum substrate at a temperature of 420°C by gas-dynamic spraying method with temperature stabilization of the carrier gas within 5°C. The obtained composite powder coatings were investigated by optical and scanning electron microscopy. Figure 1 shows the obtained protective coatings based on dispersed boron carbide and aluminum powders. The coating consists of a uniform aluminum matrix, small fragments and unfragmented boron carbide particles.

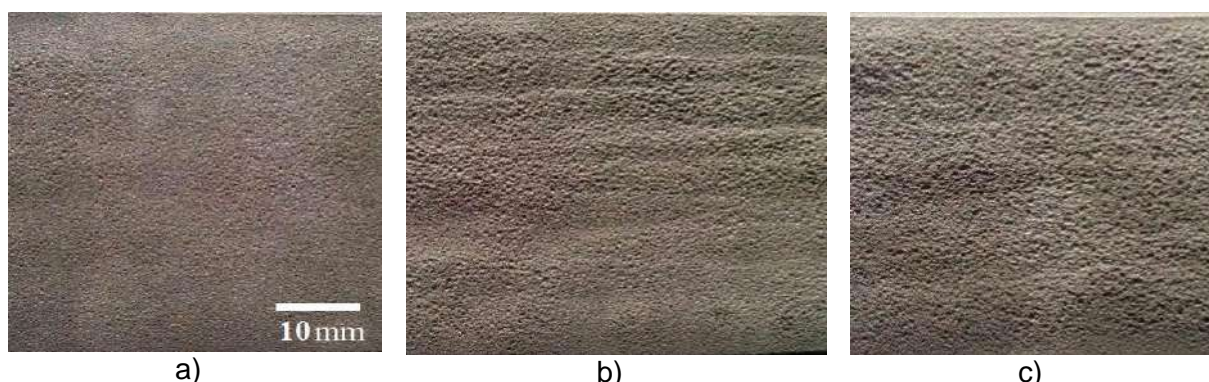


Figure 1 - Coating surfaces based on Al-B₄C with the initial powder mixture obtained by gas-dynamic spraying method: a) Al- 5 wt.% B₄C; b) Al - 5 wt.% B₄C - 5 wt.% Al₂O₃; c) Al - 5 wt.% B₄C - 10 wt.% Al₂O₃

The deposition aluminum oxide coating causes the uneven distribution of B₄C particles and uniform Al₂O₃ in aluminum matrix. Introduction of aluminum oxide into the initial mixture (5 or 10 wt.%) increases the proportion of powder mixture from 1.9% (without aluminum oxide) to 3.1% or 4.0% that leads to increasing the thickness of the deposited coating from

180 μm to 420 μm . The obtained coatings are homogeneous, free of voids or cracks, no delamination of the coating from the substrate (Fig. 2).

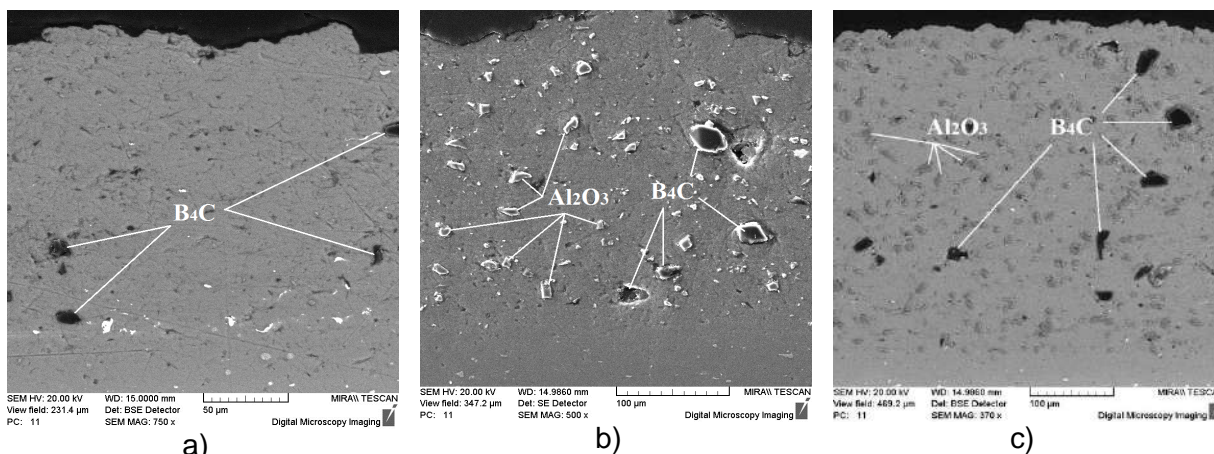


Figure 2 - SEM image of the coating on aluminum substrate and B_4C particle and Al_2O_3 in aluminum matrix. The initial mixtures: a) Al-5 wt.% B_4C ; b) Al-5 wt.% B_4C -5 wt.% Al_2O_3 ; c) Al-5 wt.% B_4C -10 wt.% Al_2O_3

Conclusions: Coatings based on boron carbide can be used as a multipurpose radiation protection material for manufacturing of shipping containers for transport of spent nuclear fuel, protective shield doors of nuclear reactor and etc. The technology can be used for protection of electronic components and armaments systems, military and medical defenses, protection of power systems, communications and transport systems, especially in emergency situations.

References:

1. Artemev V.A. (1997), Ob oslablenii rentgenovskogo izlucheniya ultradispersnyimi sredami // *Pisma v ZhTF*. T. 23, No. 6, 5-9.
2. Boldyrev A.M., Orlov A.S., Rubtsova E.G. (2002), Resursosberegayushchie tehnologii polucheniya metallobetonnykh stroitelnykh kompozitov // *Izv. vuzov. Stroitelstvo*.-Belgorod: Izd-vo NGASU, No. 4, 38-43.
3. Feng C. et al. (2012), $\text{B}_4\text{C}/\text{Ni}$ composite coatings prepared by cold spray of blended or CVD-coated powders // *J. of Thermal spray technology*, Vol. 21, Iss. 3-4, 561-570.
4. Gulbin V.N. (2011) Razrabotka kompozitsionnykh materialov, modifitsirovannykh nanoporoshkami, dlya radiatsionnoy zashchity v atomnoy energetike / *Yadernaya fizika i inzhiniring*. T.2, No. 3, 271-286.
5. Pavlenko V.I., Matyuhin P.V. (2005), Osnovnyie aspektyi razrabotki sovremennykh radiatsionno-zaschitnykh konstruksionnykh metallokompozitsionnykh materialov // *Sovremennyye naukoemkie tehnologii*. No. 10, 85-86.
6. Yandouzi M. et al. (2010), Microstructure and mechanical properties of B_4C reinforced Al-based matrix composite coatings deposited by CGDS and PGDS processes // *Surf. Coat. Technol.*, 205(7), 2234-2246.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ СИСТЕМ РЕЗА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АВТОМАБИЛЬНЫХ ШИН

В.Ф.Луцко¹⁺, В.В. Рубаник¹, А.А. Казьмин², О.В. Кимстач¹

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Беларусь.

² УО «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы»,
ул. Ожешко, 22, 230023, г. Гродно, Беларусь.

Ультразвуковые технологии, основанные на использовании энергии ультразвука, заняли прочное место среди высоких технологий, так как позволяют интенсифицировать и усовершенствовать большое количество технологических процессов при помощи оборудования, которое не требует специальных условий применения, характеризуется небольшими массогабаритными показателями, малым энергопотреблением и достаточно высоким КПД. Несмотря на эти успехи, по-прежнему существует большое количество высокопроизводительных ультразвуковых технологий, которые не получили широкого распространения. Часто причиной этому является незнание фундаментальной механики ультразвуковых акустических систем и, как следствие, трудности в проектировании таких систем. Успешное применение ультразвуковой техники и технологии требует использования сложных ультразвуковых систем, проектирование которых является достаточно трудной задачей. Исследования, представленные в этой статье, помогут получить фундаментальную информацию о характере динамики мощных ультразвуковых систем и, следовательно, оказать помощь в их проектировании на примере разработки системы ультразвукового реза.

Среди всего спектра применений мощного ультразвука наиболее высокие требования предъявляются к системам ультразвукового реза полуфабрикатов для сборки автомобильных шин. В этом случае, применение ультразвука - это единственное возможное решение поставленной производственной задачи. Ультразвуковое резание отличается от традиционного наложением на поступательное движения лезвийного инструмента (ножа) колебательного движения, создаваемого ультразвуком. В результате применения ультразвука происходит уменьшение силы резания в 3÷5 раз, что приводит к улучшению геометрии и качества поверхностей [1].

Типичная ультразвуковая система реза (см. рис. 1) включает в себя четыре основных компонента: источник питания 1, пьезоэлектрический преобразователь 2, бустер 3 и излучатель - ультразвуковой нож 4. Ультразвуковой источник питания (генератор) представляет собой электронное устройство, которое преобразует стандартное напряжение сети переменного тока 50 Гц в высокочастотную электрическую энергию. Ультразвуковой преобразователь представляет собой электромеханическое устройство, которое получает от генератора высокочастотную электрическую энергию, например, частотой 40 кГц и преобразует ее посредством пьезокерамических элементов в высокочастотные механические колебания той же частоты. Бустер увеличивает амплитуду смещения этих колебаний до заданной величины и передает их на ультразвуковой нож. Бустер разработан так, что в узловой плоскости, где стоячая волна имеет минимальную амплитуду смещения, с помощью монтажного узла осуществляется его крепление. Ультразвуковой нож выполняет фактическое резание и имеет несколько функций. Первая функция – передача ультразвуковой энергии колебаний в зону резания через прямой механический контакт и локализация энергии в этой области. Вторая функция – увеличение амплитуды колебаний лезвия ножа, исходя из требований технологического процесса резания. Увеличение амплитуды колебаний может быть достигнуто за счет изменения размеров

и формы поперечного сечения излучателей по определенному закону. Третья функция – передача усилия резания на полотно автомобильной шины.



Рисунок 1 - Ультразвуковая система реза: 1- электронный генератор, 2 – пьезоэлектрический преобразователь, 3 – бустер, 4 – ультразвуковой нож

Конструктивные элементы ультразвуковой системы реза различны по своему функциональному назначению и соответственно различаются по используемым для их изготовления материалам, однако есть и некоторые общие требования, предъявляемые к ним. К таким общим требованиям относятся малые акустические потери (малое затухание колебаний) и высокая усталостная прочность. Очевидно, что из всех элементов ультразвуковой системы реза наибольшие знакопеременные динамические напряжения испытывает материал ультразвукового ножа. По совокупности требований, к которым относятся: наименьший коэффициент потерь, высокие прочностные показатели при динамических нагрузках, стабильность свойств при изменении температурного режима, стоимость и дефицитность материала, обрабатываемость на металлорежущем оборудовании, наиболее подходящим материалом для ножей являются высокопрочные титановые сплавы. К тому же, используя волноводы из титановых сплавов, можно получить наиболее высокую амплитуду на режущей кромке ножа. Согласно экспериментальным данным при длительной работе она может в 2 раза превышать амплитуду колебаний из высокопрочных сталей [2].

Одной из наиболее сложных задач является проектирование ультразвуковых ножей, протяженность рабочей поверхности которых существенно превышает половину длины продольной волны материала ножа. Это связано с возникновением в ноже поперечных волн, что приводит к неравномерному распределению амплитуды смещения вдоль режущей кромки ножа. Одним из возможных путей решения этой задачи является создание с помощью ряда узких щелей (см. рис. 1, поз. 4), перпендикулярных излучающей кромке, межщелевых сегментов шириной $h < \lambda/3$, где λ – длина продольной волны в материале излучателя [3]. Щели и плечи, включая утолщение сверху и коническая форма ножа, необходимы для достижения равномерно высокой амплитуды на режущей кромке.

Для испытания ультразвуковых систем реза был спроектирован и изготовлен специальный стенд пневматического действия (см. рис.2). Стенд работает следующим образом. Нагнетаемый компрессором 1 сжатый воздух через регулятор давления 2 попадает в пневмодроссель 3. Регулятор давления понижает давление воздуха до требуемого уровня и постоянно поддерживает его на этом уровне, а пневмодроссель задает необходимую скорость подачи воздуха в пневмосистеме. Сжатый воздух подается на пневмораспределительный клапан 4, который открывает и закрывает доступ воздуха в полости пневмоцилиндра 5. Давление воздуха в пневмоцилиндре фиксируется манометром 6. При подаче сжатого воздуха в одну из полостей цилиндра

и соединения другой полости с атмосферой, поршень вместе со штоком перемещается, создавая толкающее или тянущее усилие на каретку 7 механизма возвратно поступательного перемещения. Под воздействием магнитного поля поршня замыкается внутренний контакт магнитного датчика положения (не показан), через который подается электрический сигнал в цепь управления микроконтроллера электронного генератора 8. От генератора электрические колебания частотой $40,0 \pm 2,5\%$ кГц подаются на ультразвуковую систему реза, закрепленную на каретке. Входящий в состав системы реза пьезокерамический преобразователь 9 преобразовывает электрические колебания в механические колебания той же частоты, которые с помощью бустера 10 передаются на ультразвуковой нож 11. Лезвие последнего воздействует на разрезаемый материал 12.

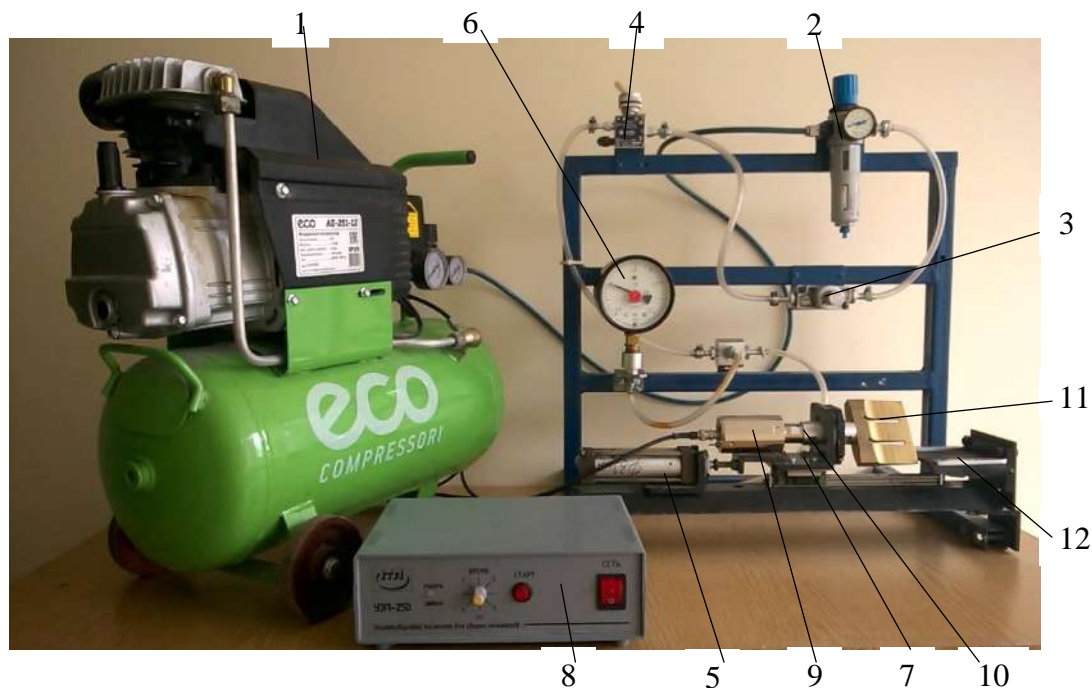


Рисунок 2 - Стенд для испытаний ультразвуковых систем реза.

Изменяя в пневмосистеме испытательного стенда давление и скорость подачи воздуха можно уменьшать или увеличивать соответственно усилие и скорость резания. Испытательный стенд позволяет также исследовать влияние на процесс ультразвукового резания амплитуды смещения, частоты колебаний режущей кромки ножа и его геометрии.

Разработанное оборудование используется при проектировании и изготовлении ультразвуковых систем для производства автомобильных шин на ОАО «Белшина».

Литература

1. A. Smith, A. Nurse, G. Graham, M. Lucas, "Ultrasonic cutting-a fracture mechanics model", *Ultrasonics*, vol. 34, 1996, pp. 197-203.
2. Волков С.С., Черняк Б.Я. Сварка пластмасс ультразвуком.. М.: Химия, 1986. 254с.
3. U.S. Pat. No. 3,113,225. Cl. 310—26, Ultrasonic Vibration Generator/ Claus Kleesattel, Forest Hills, Lewis Balamuth, Arthur Kuris; Assignee: Cavitron Ultrasonics Inc - No. 35,057 7 Appl. June 9, 1960; Date of Patent Dec. 3, 1963.

ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ И УЛЬТРАЗВУКОМ

¹Царенко Ю.В., ¹Рубаник В.В., ¹Луцко В.Ф., ¹Багрец Д.А., ²Столяров В.В.,
²Мисоченко А.А., ²Угурчиев У.Х.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск,
labpt@vitebsk.by

²Институт машиноведения РАН, г. Москва, Россия, *vlstol@mail.ru*

Использование различных физических воздействий позволяет в значительной мере интенсифицировать технологические процессы получения и обработки материалов и в большинстве случаев получать результаты, недостижимые при традиционной технологии. К числу таких воздействий, дающих наибольший эффект, относятся концентрированные потоки энергии [1, 2], в т.ч. ультразвуковые колебания и воздействие импульсным током. Представляет значительный интерес исследование совместного действия обоих эффектов на металлы и сплавы.

Для проведения данных исследований нами была подготовлена установка для обработки проволоочных образцов при растяжении, которая представлена на рис. 1. Проведены исследования влияния ультразвуковых колебаний на механическое поведение проволоочных образцов никеля НП-2 при одноосном растяжении. Амплитуду ультразвуковых смещений изменяли путем, как регулирования электрической мощности преобразователя, так и выбором бустеров с разными коэффициентами трансформации смещений. В работе использовали бустеры полуволновой длины.



Рисунок 1 - Экспериментальная установка для совместного воздействия на проволоку импульсного тока и ультразвуковых колебаний при растяжении

На первом этапе были выполнены эксперименты на проволоке из никеля диаметром 1,6 мм предварительно отожженной в вакууме при температуре 1000 °С. Длительность ультразвукового воздействия на образец изменяли от 1 до 5 с, а амплитуду смещений от 5 до 20 мкм. На образцы воздействовали импульсом тока плотностью $j = 120 \text{ А/мм}^2$, длительностью импульса $2 \cdot 10^{-4} \text{ с}$.

Влияние импульсного тока и ультразвука на механическое поведение проволоочных образцов никеля при одноосном растяжении показано на рис.2. Амплитуда смещений составляла 20 мкм. В данном случае воздействие на проволоку проводилось поочередно импульсным током, а затем УЗК. Воздействие импульсного тока в процессе деформирования металла приводит к снижению напряжения течения

металла в момент подачи импульсов, т.е. проявляется электропластический эффект, при наложении ультразвука наблюдается акустопластический эффект. В результате проведенных исследований установлено, что под действием УЗК наблюдается снижение напряжения течения для никелевой проволоки более чем на 200 МПа, в то время как под действием импульса тока до 25 МПа.

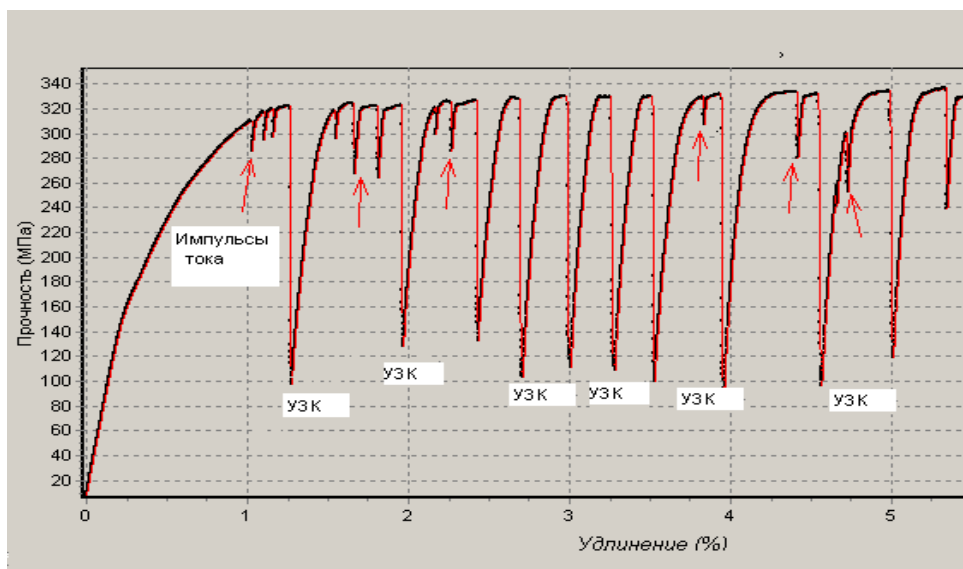


Рисунок 2 - Кривая растяжения проволоки из никеля (стрелкой показано воздействие импульсом тока)

Были проведены эксперименты по совместному действию электропластического и акустопластического эффектов на особенности поведения проволоки НП-2 при растяжении (рис.3). Скорость растяжения образцов составляла 5 мм/мин. Импульсы тока подавали после включения ультразвука, амплитуда смещений на торце волновода составляла 5 мкм.

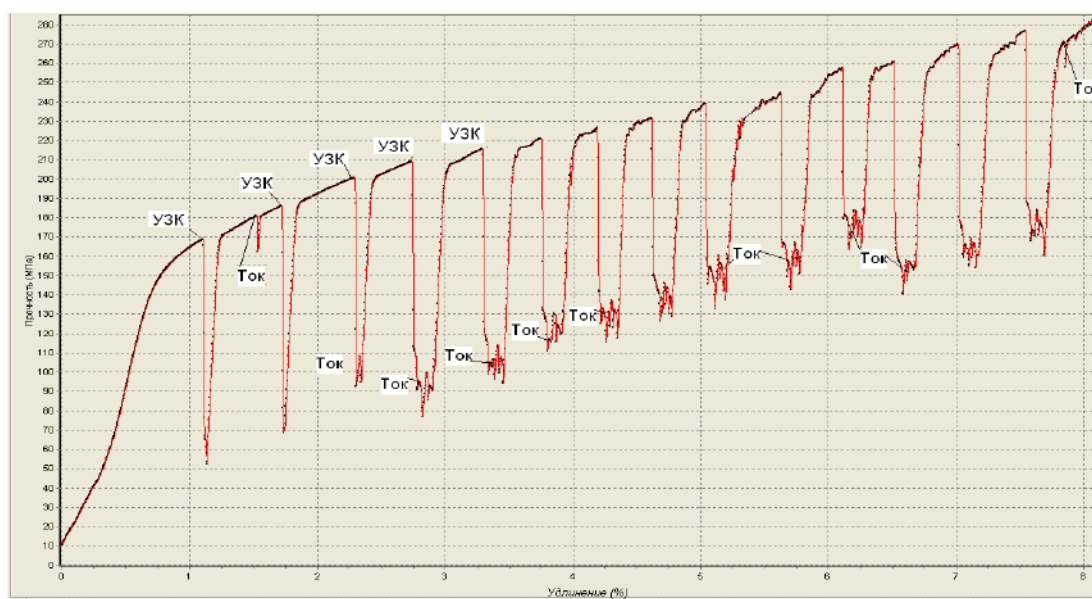


Рисунок 3 - Кривая растяжения проволоки из никеля при совместном воздействии ультразвука (5 мкм) и импульсов тока

Поскольку в данном случае интенсивность ультразвука была ниже, чем на рис.2, снижение напряжений течения за счет УЗК составляло 100 - 120 МПа, а снижение за

счет тока всего до 20 МПа. Необходимо отметить, что наблюдается дополнительное снижение напряжения течения проволоки за счет импульсов тока при одновременном воздействии УЗК, т.е. происходит суммарный эффект от обоих воздействий. Аналогичный результат наблюдали и при растяжении никелевой проволоки при амплитуде смещений 10 мкм, длительность воздействия УЗК – 5 с (рис. 4).

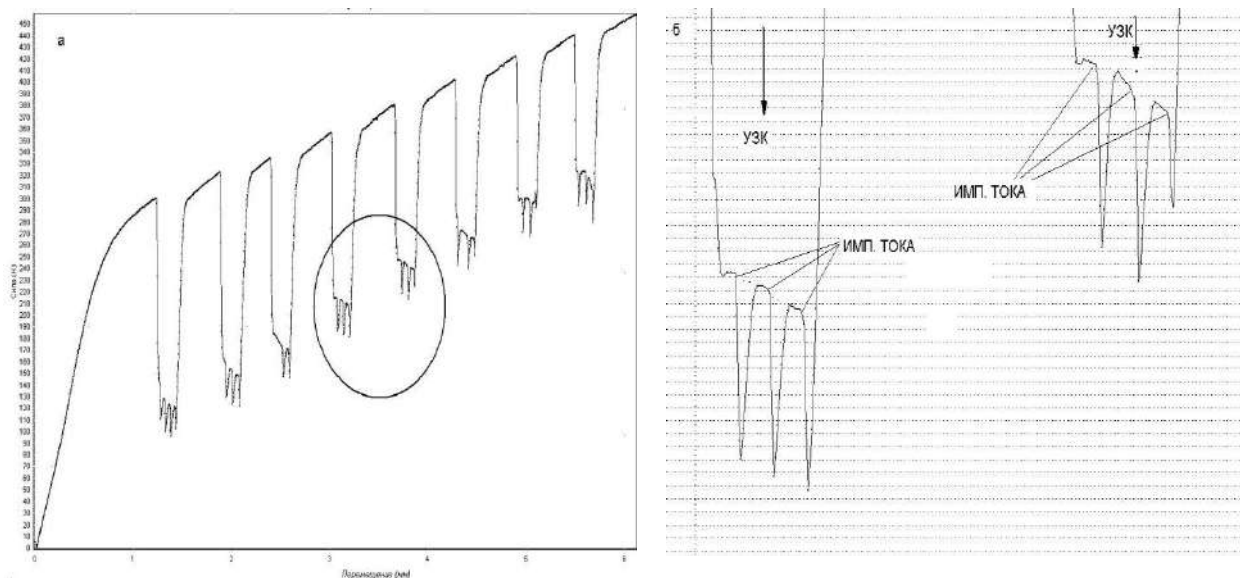


Рисунок 4 - Кривая растяжения проволоки НП-2 при воздействии УЗК (10 мкм) и импульсов электрического тока (а); увеличенная выделенная область снижения усилия деформирования образца (б)

Видно, что во время воздействия УЗК на металл наблюдается дополнительное снижение растягивающей нагрузки за счет действия отдельных импульсов электрического тока, причем величина снижения нагрузки практически остается постоянной. Для предварительно упрочненной проволоки влияние УЗК и импульсов тока на снижение усилия деформирования уменьшается.

Установлено, что за счет импульсов тока при одновременном воздействии ультразвука наблюдается суммарный эффект по снижению напряжения течения проволоки НП-2 от обоих воздействий, что подтверждает и дополняется результаты авторов [3, 4]. Следует отметить, что величина снижения напряжений деформирования проволоки от электропластического эффекта в несколько раз ниже (практически на порядок), чем от воздействия ультразвука. Это вызывает сомнения в перспективах его самостоятельного промышленного использования для обработки материалов.

Литература

1. Троицкий, О.А. Ультразвуковое электропластическое плющение металла / О.А. Троицкий // Вестник научно-технического развития. - № 10. - т.26. - 2009. - С.42-49.
2. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.
3. Kozlov A.V., Mordyuk B.N., Chernyashevsky A.V. On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects. Mater. Sci.&Eng. -A190 - 1995 - P.75-79.
4. Siua K.W., Ngana H.W., Jones I.P. New insight on acoustoplasticity-ultrasonic irradiation enhances subgrain formation during deformation. Int J Plast, 2011. - V27/ -№5) – P. 788–800.

ОСОБЕННОСТИ ЗАДАНИЯ ФОРМЫ TiNi СПЛАВАМ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ОСАЖДЕНИИ ПОКРЫТИЙ

Багрец Д.А.¹, Рубаник В.В.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{1,2}, Дородейко В.Г.³

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
г. Витебск, Республика Беларусь, ita@vitebsk.by

²УО «Витебский государственный технологический университет»,
Республика Беларусь

³ЗАО «Медицинское предприятие «Симург»,
г. Витебск, Республика Беларусь

К медицинским традиционно относят TiNi сплавы с содержанием никеля от 50,5 до 51,0 ат.% [1], что обусловлено их сверхэластичными свойствами и «удобным» температурным диапазоном реализации мартенситных превращений. Для проведения исследований использовали проволочные образцы никелида титана Ti-50,8 ат.% Ni диаметром 0,5 мм, изготовленного в ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» (г. Москва). Выбор указанного материала обусловлен широким его использованием для изготовления сверхэластичных ортодонтических дуг [2-4].

Метод конденсации вещества из плазменной фазы в вакууме с ионной бомбардировкой поверхности (КИБ) обеспечивает нагрев обрабатываемой поверхности, что легло в основу разработанного в «ИТА НАН Беларуси» совместно с ЗАО «Медицинское предприятие «Симург» (г. Витебск, Беларусь) способа задания формы для ортодонтических дуг из TiNi сплава с одновременным нанесением методом КИБ биоинертного покрытия нитрида титана [5], при котором высокотемпературное воздействие обеспечивается бомбардировкой обрабатываемой поверхности ионами титановой плазмы, а осажденное покрытие выступает в роли барьерного слоя для повышения биосовместимости изделия из TiNi сплава.

Целью работы являлось исследование параметров формовосстановления для сплава Ti-50,8 ат.% Ni с нанесенными в течение различного времени покрытиями нитрида титана.

При проведении испытаний прямолинейные образцы проволоки из сплава TiNi предварительно обезжировали в ультразвуковой ванне в среде Нефрас С2-80/120, затем деформировали вокруг цилиндрических оправок разного диаметра D (рис. 1а). Полную наводимую деформацию ε_t определяли по формуле:

$$\varepsilon_t = \frac{d}{D} \cdot 100\%, \tag{1}$$

где d — диаметр проволочного образца.

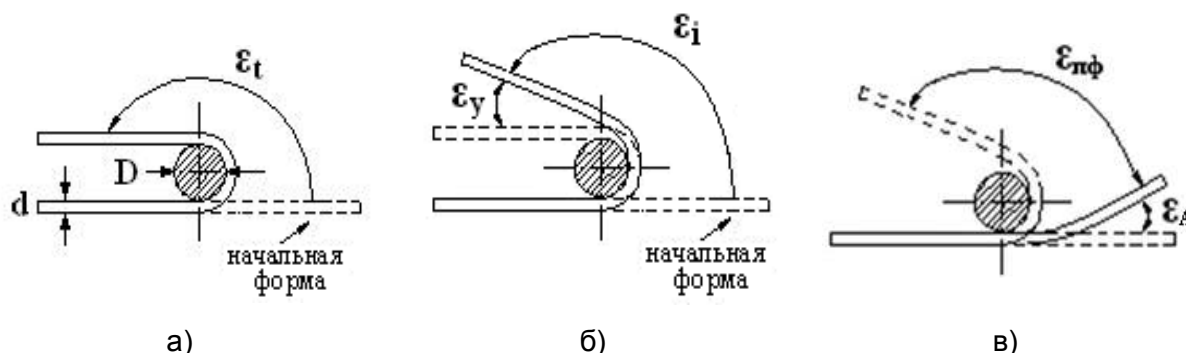


Рисунок 1 - Схема определения параметров формовосстановления при наведении деформации изгибом

Зафиксированные на оправке образцы помещали в камеру установки для нанесения вакуумных ионно-плазменных покрытий «Булат-6». Непосредственно перед

осаждением образцы подвергали ионной бомбардировке при потенциале 800 В с целью нагрева и активации поверхности. Затем потенциал снижали до 100 В и осуществляли осаждение покрытия нитрида титана (TiN) при токе дуги 110 А, давлении реакционного газа (азота) $0,3 \pm 0,4$ Па в течение 2; 5; 15 и 45 мин.

После снятия образца с оправки определяли значения наведенной деформации ε_i (рис. 1б) и рассчитывали эффективность наведения деформации:

$$N = \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_t} \cdot 100\%. \quad (2)$$

После нагрева образца до температуры, превышающей температуру окончания обратного мартенситного превращения по крайней мере на 10°C , определяли значения остаточной ε_A и восстанавливаемой деформации $\varepsilon_{пф} = \varepsilon_i - \varepsilon_A$ (рис. 1в) [1]. Степень недовозврата η при проведении исследований на задание памяти формы рассчитывали по формуле:

$$\eta = \frac{\varepsilon_i - \varepsilon_{пф}}{\varepsilon_i} \cdot 100\% = \frac{\varepsilon_A}{\varepsilon_i} \cdot 100\%. \quad (3)$$

В работе были использованы оправки трех различных диаметров, обеспечивающие наводимую деформацию 0,9; 1,3 и 1,7 %. Значение ε_i возрастает с увеличением продолжительности цикла ионно-плазменной обработки (времени термического воздействия при ионной бомбардировке и осаждении покрытия), как это видно на рис. 2а.

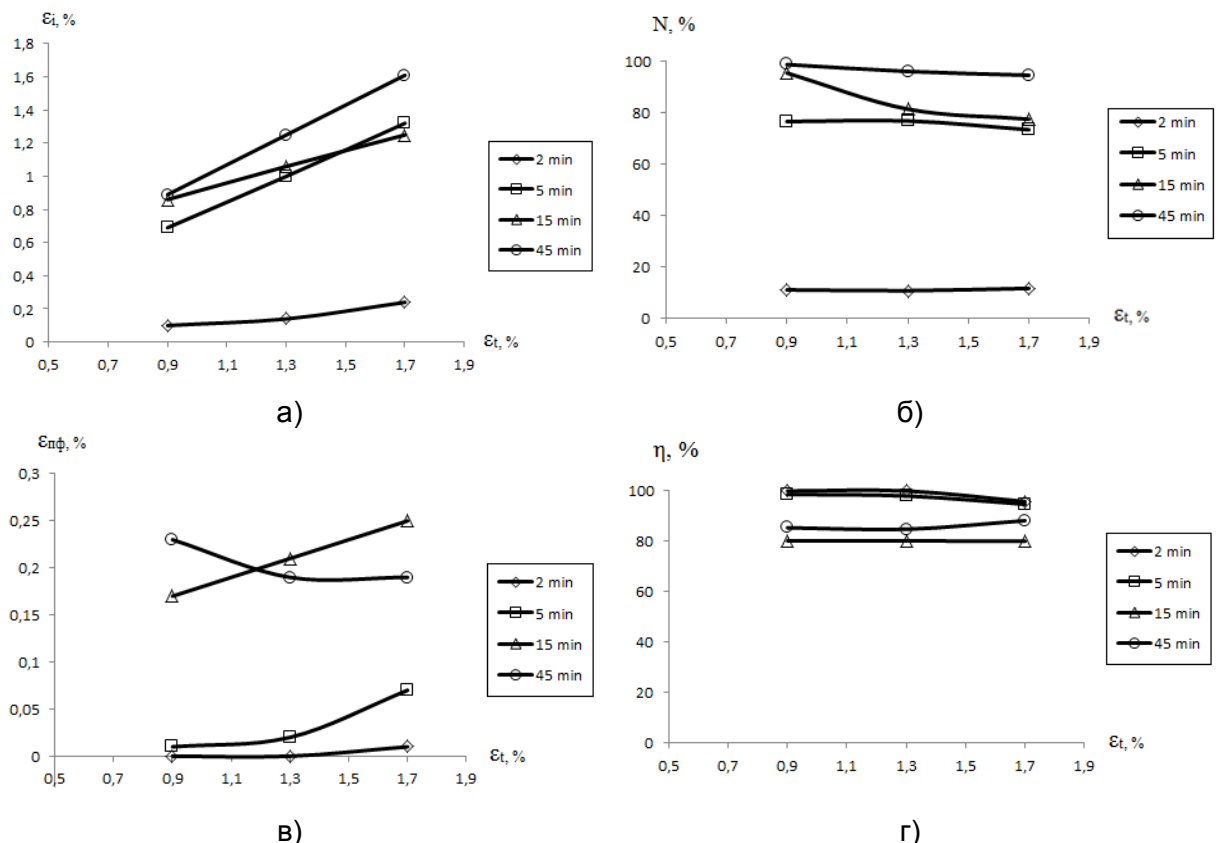


Рисунок 2 - Зависимости параметров формовосстановления TiNi образцов от величины наводимых изгибных деформаций

Для режима осаждения в течение 2 мин эффективность наведения деформации была невысока (от 10 до 12 %) независимо от величины ε_t (рис. 2б). Далее параметр N резко возрастает: $73 \div 77\%$ для 5 мин, $77 \div 95\%$ для 15 мин и достигает максимума (от

95 до 97 %) при 45 мин, что свидетельствует о крайне высокой эффективности наведения деформации для данного режима.

Величина $\varepsilon_{пф}$ характеризует способность материала к формовосстановлению после наведения деформации ε_i , а ее распределение для разного времени осаждения представлено на рис. 2в. Наиболее важной характеристикой, оценивающей задание памяти формы при обработке TiNi сплавов, является степень недовозврата: $\eta \rightarrow 100\%$, когда $\varepsilon_A \rightarrow \varepsilon_i$, что означает для материала невозможность «вспомнить» свою первоначальную форму. Близкую к 100 % эффективность запоминаемой деформации продемонстрировали режимы осаждения в течение 2 и 5 мин (рис. 2а), причем с небольшим градиентом в сторону уменьшения по мере роста ε_i . Более длительный цикл ионно-плазменной обработки (от 15 до 45 мин) характеризовался степенью недовозврата η порядка 80÷85 %, что, впрочем, является весьма высоким показателем.

Таким образом, осаждение в течение различного времени покрытий методом вакуумного ионно-плазменного осаждения за счет температурного воздействия позволяет варьировать задаваемую деформацию и параметры формовосстановления конструкции из TiNi сплава. Наиболее оптимальным видится режим осаждения в течение 5 мин, при котором обеспечивается стопроцентное «запоминание» формы с эффективностью наведения деформации 80 %.

Литература

1. Shape memory alloys: Fundamentals, modeling and applications / V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu. – Montreal: ETS Publ., 2003. – 844 p.
2. Transformation Behavior, Chemical Composition, Surface Topography and Bending Properties of Five Selected 0.016x0.022" NiTi Archwires / M. Es-Souni, H. Fischer-Brandies, N. Kock, K. Raetzke, O. Bock // J Orofac Orthop. – 2003. – Vol.64. – P.88-99.
3. Load–deflection characteristics of superelastic and thermal nickel–titanium wires / E. Gatto, G. Matarese, G. Di Bella, R. Nucera, Ch. Borsellino and G. Cordasco // Eur J Orthod. – 2013. – Vol.35 (1). – P.115-123.
4. Технологические особенности получения сверхэластичных ортодонтических дуг на основе TiNi / В.В. Клубович, С.Н. Милюкина, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., В.А. Андреев // Материалы, технологии, инструменты. – 2014. – Т.19, №2. – С.62-67.
5. Способ изготовления биоинертного изделия из материала с эффектом памяти формы на основе никелида титана: пат. 19507 Респ. Беларусь, МПК А 61F 2/86, А 61F 2/94 / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., Д.А. Багрец, В.Г. Дородейко; заявители: ГНУ «ИТА НАН Беларуси», ЗАО «Медицинское предпр. Симург». – № а 20130042; опубл. 30.10.15 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2015. – №5. – С.43.

ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НИТИНОЛА

Рубаник В.В.¹, Минченя В.Т.², Рубаник В.В. мл.¹

¹Витебский государственный технологический университет,
Витебск, Республика Беларусь, jr@tut.by

²Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь, vladimir.minchenya@mail.ru

Сегодня материалы, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ), находят все более широкое практическое применение в медицине от ортодонтии до хирургии. Уникальные функциональные свойства материалов с памятью формы позволяют использовать малоинвазивные методы лечения, новые медицинские технологии и методы хирургического лечения. Функциональные и физико-механические свойства этих материалов значительно зависят от структуры и химического состава, что позволяет использовать их для регулирования свойств за счет внешнего энергетического воздействия. Зачастую, использование принципов управления функциональными свойствами материала с памятью формы невозможно применить к конечному изделию. Это может быть связано как с размерами изделия, так и желанием запрограммировать части изделия на разное поведение при изменении внешних условия (например, реализация «бегущего» эффекта памяти формы в протяженных изделиях при ультразвуковом воздействии). Задание необходимых свойств при формообразовании конечного изделия из сплава с памятью формы позволит решить актуальную проблему производства отечественных изделий медицинского назначения на основе материалов с ЭПФ.

Среди материалов, обладающих эффектом памяти формы, никелид титана (TiNi) является одним из наиболее востребованных материалов, что обусловлено высокими механическими и функциональными свойствами, коррозионной стойкостью. Способность восстанавливать при нагреве большие пластические деформации позволяет использовать изделия из никелида титана не только в различных областях техники – от актюаторов до всевозможных датчиков, но и в медицине: стенты, импланты, хирургические инструменты, способные изменять форму и пр. Функциональные свойства никелида титана определяются как отклонениями от стехиометрического состава сплава, так и наличием легирующих элементов. Наряду с этим фазовый состав, физико-механические свойства и функциональное поведение сплавов TiNi можно существенно изменять путём внешнего энергетического воздействия – теплового, лазерного, ультразвукового и др., а также пластическим деформированием.

В Беларуси возрастает потребность в расходных материалах для сосудистой хирургии: стенты, стентграфты, клапан-содержащие стенты, фильтры-ловушки и др., которые имеют достаточно сложную пространственную форму и могут быть изготовлены следующими методами:

- пластическое деформирование (гибка) из нитиноловой проволоки с последующим формообразованием на оправке за счет термообработки;
- лазерная резка нитиноловой трубки;
- лазерная сварка при получении сборных изделий.

В работе приведены данные по проведенным экспериментальные исследованиям влияния ультразвуковых колебаний на процесс формообразования и процесс формирования заданных механических характеристик с использованием покрытий и лазерного воздействия, процесса получения сборных изделий сваркой и

определение их функциональных свойств.

Установлено, что в зоне лазерной сварки проволоочного соединения TiNi–TiNi (рисунок 1) мартенситные превращения в значительной мере подавлены, функциональные свойства материала вблизи зоны сварки отличаются и зависят от способа закалки соединения. При охлаждении образцов в воздушной среде энтальпия мартенситных превращений, реализуемых в материале больше, чем после закалки образцов в воду. При удалении от зоны сварки наблюдается увеличение энтальпии мартенситных переходов, при этом характеристические температуры практически не изменяются. Исследованы механизмы влияния лазерной сварки на формирование структуры, фазовые превращения и физико-механические свойства изделий из никелида титана медицинского назначения. Установлено, что прочность сварного соединения внахлест (рисунок 1) сравнима с прочностью материала основы.



Рисунок 1 – Вид соединения нитиноловой проволоки внахлест лазерной сваркой

Ультразвуковые колебания могут способствовать формированию сложных форм нитиноловых изделий при задании формы, а так же снижению сил трения в зонах контакта проволоки и оснастки, повышению точности копирования изгибов на выступах.

Полученные результаты послужат основой для усовершенствования технологии формообразования внутрисосудистых эндопротезов, стентов, упругих каркасов стент-графтов из нитинола с использованием лазерного воздействия, ультразвука, а также для разработки усовершенствованных конструкций изделий медицинского назначения из нитинола. Результат будет использован в производстве изделий сборных изделий медицинского назначения из никелида титана и оборудования в Научно-технологическом парке БНТУ «Политехник». Будут разработаны технологии изготовления изделий медицинского назначения из никелида титана с использованием дополнительных технологических факторов: ультразвуковых колебаний, покрытий и лазерного упрочнения заготовок или готовых изделий, технологии сборки сваркой.

Работа проводится в рамках выполнения задания 3.2.08 «Разработка и исследование процессов формообразования изделий медицинского назначения из сплавов с эффектом памяти формы с использованием энергетических воздействий» государственной программы научных исследований на 2016-2020 годы «Физическое материаловедение, новые материалы и технологии» подпрограммы «Материалы в технике».

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В СИСТЕМЕ СТЕНТ-ГРАФТА ДЛЯ ЛЕЧЕНИЯ АНЕВРИЗМЫ АОРТЫ

Пронько Е.В.^{1,2}, Минченя В.Т.¹, Рубаник В.В.^{2,3}

¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь

²Витебский государственный технологический университет,
Витебск, Республика Беларусь

³Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Республика Беларусь,
ita@vitebsk.by

Аневризма аорты – патологическое локальное расширение участка магистральной артерии, обусловленное слабостью ее стенок. Хирургическое лечение аневризмы предполагает выполнение ее резекции с протезированием аорты либо закрытого эндолюминального протезирования аневризмы специальным эндопротезом. Для лечения аневризмы используются эндопротезы, так называемые стент-графты. Стент-графт это наукоемкое изделие, которое состоит из:

- каркаса – нитиноловой проволоки, из которой изготовлен непосредственно сам стент (диаметр проволоки 0.25-0.35 мм);
- графта – полиэферной макропористой ткани (толщина 0.30 мм), покрывающей каркас стента снаружи;
- поливинилового иденфтора – нити, фиксирующей графт на каркасе стента;
- рентгеноконтрастной метки, изготовленной обычно из золота.

При изготовлении элемента стента – каркаса, используют материал, обладающий эффектом памяти формы (никелида титана), который навивают на специальную оснастку и затем подвергают термофиксации при высоких температурах до 500-520°C. При термофиксации материал запоминает форму, задаваемую ему при навивании на определенную оснастку [1]. Точность измерений и четкое планирование разрезов стент-графтов является основной для положительных долговременных результатов. Морфология инфрарентальной аневризма абдоминальной части аорты и тазовых сосудов определяет форму и тип стент-графта [2].

По мнению специалистов [3] белорусские линейные стент-графты, которые запущены в производство уже сегодня, не уступают зарубежным аналогам. В 2016 Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», осваивающий выпуск стент-графтов, изготовил 20 экспериментальных комплектов таких систем, и передал их в РНПЦ "Кардиология". В 2017 поставлено еще 10 комплектов системы аортального стент-графта. Налаживание собственного производства различных систем стент-графтов позволит со временем заметно сократить и даже ликвидировать значительную очередь на проведение подобных операций.

Список используемых источников:

1. Патент РБ 20816. Стент-графт. МПК А61F 2/07, 2/82. / Хрусталеv Б.М. и др. // БНТУ.
2. Criado, F.J. (2010). EVAR at 20: the unfolding of a revolutionary new technique that changed everything. J Endovasc Ther, 789-796.
3. Уникальный отечественный сосудистый протез имплантирован четырьмя белорусам. - [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://minsknews.by>.

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

Юбилейную 60-ую Международную научную конференцию «Актуальные проблемы прочности» (АПП) Межгосударственный координационный Совет (МКС) по физике прочности и пластичности материалов рекомендовал провести в Беларуси, в городе Витебске на базе Института технической акустики (ИТА) Национальной академии наук Беларуси и Витебского государственного технологического университета (ВГТУ).

Это предложение учитывало большой вклад ИТА НАН Беларуси и ВГТУ в проведенные (начиная с 2000 года) конференции АПП.

Исторически Актуальные Проблемы Прочности были организованы по инициативе двух ведомств Советского союза (Академии наук СССР и Министерства Высшей школы СССР) первоначально в форме Всесоюзного семинара. На организационном собрании, которое состоялось 26 марта 1980 года в Ленинграде, присутствовали представители как Высшей школы (Ленинградского Университете – ЛГУ и Ленинградского Политехнического института – ЛПИ), так и Академии наук СССР (Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе – ФТИ). Одним из основных инициаторов и в дальнейшем организатором проведения АПП был Владимир Александрович Лихачев, деятельность которого была тесно связана с ЛГУ, ФТИ, ЛПИ.

Всесоюзный семинар АПП был задуман как средство общения не вообще ученых – «прочнистов», а ученых, которые объединяют в себе знания в области физики прочности и в области механики прочности, поэтому главная задача такого семинара заключалась в объединении усилий и знаний физиков и механиков.

Одной из важных особенностей заседаний АПП стала их очень широкая география. Она, кстати, тоже была рекомендована Академией наук и Высшей школой. Семинары проводились, как правило, не в таких ведущих центрах, как в Москве и в Ленинграде, а в разных городах страны, где в ВУЗах и институтах Академии наук работали коллективы сотрудников, связанных с прочнистской тематикой. Для выступления с пленарными (или приглашенными) докладами привлекались ведущие специалисты в области физики и механики прочности. Это обстоятельство и широкая география проведения АПП способствовала сохранению и развитию богатейшего научного потенциала, который складывался на протяжении многих десятилетий на обширной территории бывшего СССР.

Большую роль в «долгожительстве» АПП после прекращения существования СССР и АН СССР сыграло образование в 1992 году Межгосударственного координационного Совета (МКС) по физике прочности и пластичности материалов на базе секции «Физика прочности и пластичности», входившей в АН СССР. Председателем МКС (как и секции) был избран профессор В.А. Лихачев, а его заместителями (по регионам) профессора О.М. Ивасишин (Киев), В.И. Бетехтин (С.-Петербург), Э.В. Козлов (Томск). МКС (со штабом-квартирой в С.-Петербурге) был создан как общественная, самостоятельная организация, которая не альтернативна и не подотчетна государственным, министерским и академическим институтам власти и управления стран, входивших ранее в состав СССР.

В 1996 году ушел из жизни В.А. Лихачев, председателем МКС был избран Владимир Иванович Бетехтин, он же со стороны МКС принимал основное участие в организации и проведении АПП. За последние 20 лет (1996 – 2017 гг.) удалось сохранить традиционно высокий научный уровень и ежегодную периодичность этого форума. Впервые после распада СССР были проведены заседания АПП вне России – в Беларуси и в Украине. И в этом большая заслуга организаторов 60-ой Юбилейной конференции. В 1999 году между председателем МКС В.И. Бетехтиным и заместителем председателя по региону (Беларусь) Василием Васильевичем Рубаником, директором ИТА НАН Беларуси, была достигнута договоренность о проведении очередной конференции АПП в Витебске на базе ИТА НАН Беларуси и ВГТУ; такая конференция (XXXVI) и состоялась в 2000 году.

Впоследствии, там же в Витебске, прошли XLVI (2007), L (2010, также юбилейная!) и LIII (2012) конференции АПП. На всех этих конференциях присутствовало большое количество участников из разных городов и стран, включая

дальнее зарубежье; конференции прошли на высоком научном уровне и были отлично организованы.

Значимость проведенной впервые после распада СССР конференции АПП вне России, т.е. в 2000 году в Витебске, и в том, что на этой конференции присутствовали ведущие специалисты в области прочности материалов из Национальной Академии наук Украины (акад. НАНУ С.А. Фирстов, чл.-корр. НАНУ Ю.В. Мильман). По предложению этих специалистов и председателя МКС было решено провести следующую конференцию АПП в Украине.

И такая XXXVII конференция прошла уже в 2001 году в Киеве. Позднее, в 2010 году, в Киеве состоялась также XLIX конференция АПП, на которой присутствовало более 300 человек, включая многих членов Президиума НАНУ и Президента НАНУ.

В 2011 году LI конференция АПП состоялась в Харькове (акад. НАНУ И.М. Неклюдов), там же в 2014 году и LV конференция.

Очень много сделали для успешного проведения АПП ведущие специалисты в области прочности материалов из России: чл.-корр. РАН В.В.Сагарадзе (Екатеринбург, 2013); профессор М.А. Хусаинов (В. Новгород, 1994, 1997); профессор В.А. Федоров (Тамбов, 1998, 2003), профессор А.М. Глезер (Калуга, 2004; Москва, 2015; инициатор проведения АПП в Севастополе, 2016); профессор Р.Р. Мулюков (Уфа, 2012); профессор М.М. Кристал (Тольятти, 2009, 2016); профессор В.Н. Перевезенцев (Н. Новгород, 2008); профессор В.В. Осташев (Псков, 1993, 1999); профессор О.Б. Наймарк, А.Г. Кадомцев (Пермь, 2017), а также представители научных коллективов в тех городах, в которых состоялись АПП. Много сделал для организации конференции по тематике АПП в Санкт-Петербурге чл.-корр. РАН В.В.Рыбин. Большую работу по подготовке тезисов и трудов конференций АПП проводила секретарь МКС – к.т.н. Е.В. Черняева.

Актуальные проблемы прочности стали традиционной международной конференцией, на которой обсуждаются теоретические и практические пути развития науки о прочности материалов.

Всего за 38 лет конференция «Актуальные проблемы прочности» прошла в 31 городе трех стран (Россия, Украина, Беларусь), а до распада СССР - в республиках Эстония, Латвия, Таджикистан (таблица).

Дорогие коллеги, участники 60-ой Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», от имени Межгосударственного координационного Совета по физике прочности и пластичности материалов желаем Вам успешной работы на этом юбилейном научном форуме!

В наше непростое время особенно важно сохранение творческих и дружеских контактов, которые складывались в течение многих десятилетий.

Огромная благодарность нашим коллегам и друзьям из дружеской Беларуси за организацию этой юбилейной конференции.



В.И. Бетехтин
Председатель МКС,
Профессор, доктор физ.-мат. наук,
Санкт-Петербург, Россия
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru



В.В. Рубаник
Заместитель Председателя МКС по
региону (Беларусь), член-корреспондент
НАН Беларуси, доктор технических наук
г. Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Adel Nofal	52	Асланян Н.С.	195
Chang Kyu Rhee	556	Астафуров С.В.	363
Eronjko S.B.	387	Астафурова Е.Г.	363
Glezer A.M.	17	Афанасьев М.А.	367
Gorokhova E.I.	387	Ахмедова Т.Ш.	417, 477
Grigorjeva L.	387	Ачкасов А.Н.	334
Gromov V.E.	17	Багрец Д.А.	564
Ivanov Yu.F.	17	Бадиян Е.Е.	186, 364
Konovalov S.V.	17	Баимова Ю. А.	231, 207
Kustov A. I.	373, 376	Барахтин Б.К.	192
Maniks J.	387	Бачурина Д.В.	204
Miguel I. A.	373, 376	Бачурина Д.М.	240
Muktepavela F.	387	Бачурина О.В.	337
Oreschenko E.A.	387	Безматерных М.Д.	306
Rogachev S.O.	123	Белоус А.И.	36
Rubanik V.	556	Белоус Н.Х.	553
Rubanik V. jr.	556	Белоусов Н.Н.	328, 482, 331
Sandulenko A.V.	387	Белоцерковский М.А.	88
Semin A.P.	17	Белошарка В. Я.	320
Sklenicka V.	379	Белугина Н.В.	503
Sundeev R.V.	17	Белявин К.Е.	184, 401
Yuriev A.A.	17	Беляев С.П.	354, 355, 356, 357, 460, 493
Zelenev V. M	373	Беляев Ф.С.	404
Zemlyakova N.V.	123	Бердник О.Б.	270
Аббасова С.И.	6	Березовская В.В.	426
Аверкин А.И.	292	Бетехтин В.И.	129, 379
Автокротова Е.В.	521	Бледнова Ж.М.	414
Аглетдинов Э.А.	367	Бобров В.П.	506
Аксёнова К.В.	228	Бондарева С.А.	181
Акула И.П.	176, 287	Борик М. А.	398, 480
Акулёнок О.М.	500	Борисов А.А.	162
Алифанов А.В.	61	Боричевский В.Р.	480
Анашкина Н.Е.	245	Брацихин А. А.	219
Андреев В.А.	181, 354	Бунин И.Ж.	245
Андронов И.Н.	3	Бурлаченко А.Г.	363
Анисимов И.И.	461, 464	Бурховецкий В.В.	85
Анкудинов А.В.	111	Бутакова К.А.	70
Анохин А.А.	257	Бутенко П.Н.	111, 129
Антанович А.А.	42	Буткевич В.Г.	170
Анчаров А.И.	273, 536		

Валиев Р.З.	90, 173	Гращенко А.С.	295
Валуйская К. Д.	448	Гребеньщиков А.С.	517
Валуйская Л. А.	243, 448	Григорьев А.Ю.	117
Варюхин В.Н.	328, 331	Гриншпон А.С.	467
Васенина Е.М.	467	Громов В.Е.	9, 11, 13, 19, 70, 96, 228
Васенина И.В.	436	Грызунов А.М.	303
Васильев А. А.	165	Грызунова Н.Н.	300, 303
Васильева О.В.	192	Гувалов А.А.	6
Велигжанин А.А.	72	Гузилова Л.И.	292, 295
Вербицкий В.Н.	111	Гусев О.К.	284
Веретенникова И.А.	234, 237, 266, 268	Данилов В.А.	433
Викарчук А.А.	300, 303	Данюк А.В.	367
Викторов С.Д.	340	Девойно О.Г.	46
Виноградов А. Ю.	126, 290, 367, 433	Демидова Е.С.	354
Виноградов Р.Е.	162	Демина М.Ю.	3
Вичужанин Д.И.	266	Демченко Е.Б.	108
Вишняков А.Д.	120	Денисова А.Г.	303
Войцицкий В. П.	398	Дергачева А.В.	186, 364
Волков А.В.	517	Джежора А. А.	542
Волков А.Е.	404	Дмитриев С.В.	337
Волкова Г.К.	85	Дмитриевский А.А.	120
Волкова Н.П.	517	Донецкий К.И.	150
Волочко А.Т.	550	Дородейко В.Г.	564
Вонг К.Ю.	144	Драгошанский Ю.Н.	445, 514
Воробей Р.И.	284	Евард М.Е.	404
Вьюненко Ю.Н.	210, 328	Ерёмина Г.М.	251
Вьюненко Ю.Н.	482	Ерошенко А.Ю.	324
Гаевой Е.А.	9, 11	Ершова А.Ю.	49
Гаевой М.А.	13	Жадько М.А.	147
Газизуллина А.Р.	355	Жарин А. Л.	284
Гайнутдинов Р.В.	503	Жигачев А.О.	120
Галаганов О.О.	334	Жигачева Д.Г.	120
Гальченко Н.К.	363	Жуков А.С.	192
Гангало А.Н.	85	Журбенко П.Н.	210
Ганеев А.В.	90	Завацкий Ю.А.	542
Гераскин В.И.	67	Загородников Р.А.	464
Гиляров В.Л.	111, 129	Загуляев Д.В.	70
Гиляров И.В.	111, 129	Зараковская К.И.	260
Гладковский С.В.	410	Засыпкин С.В.	90
Глазунова В.А.	85	Затульский Г.З.	210
Глезер А.М.	72	Захаров В.Ф.	260
Голиков Н.И.	410	Звягина Е.Ю.	201
Головин Ю.И.	530	Зеленская Г.И.	147
Голубков Н. А.	165	Зибров И.П.	254, 257
Гольшев А.А.	222, 225	Зозуля Э.В.	147
Гольцов В. А.	28	Зорин Е.Е.	150
Гольцова Л.Ф.	31	Зубавичус Я.В.	72
Гольцова М. В.	28, 64	Зубков А.И.	147
Гоман А.М.	88	Иваницкий Д.М.	390, 393
Гончаров В.К.	73	Иваницкий С.В.	390
Гончарова И.В.	58	Иванников А.А.	240
Горельчик А.Н.	176	Иванов А.М.	317, 354
Горнакова А.С.	530	Иванов Ю.Ф.	228
Гостевская А.Н.	19	Ильичев А.В.	150
		Ильичев М.В.	491
		Ильющенко А.Ф.	36

Ильющенко Д.А.	506	Кривошеев Ю.К.	82
Ильясов Р.Р.	521	Крицкий А.Д.	393
Исаевич Л.А.	390, 393	Круковский К.В.	251
Искандарова Д.О.	156	Крымов В.М.	292,355,356,357
Кадомцев А.Г.	379	Кузнецов В.А.	96
Казанкин В.А.	132	Кузнецова Е.С.	96
Казанкина Е.Н.	132	Кулага Е.И.	334
Казанцев А.Г.	442	Кулак М.М.	54,527
Казьмин А.А.	558	Кулебякин А. В.	398, 480
Кайкибаева А.С.	474	Куранова Н.Н.	216
Калиенко М.С.	517	Курзина И.А.	436
Калиниченко А.С.	82	Курицына И. Е.	398
Капуткина Л.М.	351	Куц О.А.	536
Караваев Р.Ю.	150	Кущенко Я.В.	168
Карасева Е.В.	281	Лалетин В.М.	385, 494, 497
Кардаполова М.А.	46	Лапковский А.С.	46
Касаткин И.В.	460	Лапуть О.А.	436
Кашевич И.Ф.	503	Латынина Т.А.	173
Кашин О.А.	251	Латыпова О.Э.	521
Керимова Л.Ф.	201, 454, 510	Лебёдкин А.С.	170
Кимстач О.В.	558	Леванцевич М.А.	102
Киндоп В.Э.	351	Ледер М.О.	517
Кириков С.В.	270	Ленкевич С.А.	390
Киселёв В.Г.	488	Лесота А.В.	493
Клевцов Г.В.	90	Ливанова Н.О.	491
Клевцова Н.А.	90	Линдеров М.Л.	90
Клубович В.В.	54	Липатникова Я. Д.	243, 448
Князев С.А.	111	Ломонова Е. Е.	398, 480
Кожушко В.В.	213	Лотков А.И.	25, 251
Козлов Д.А.	451	Лукин Е.С.	317
Козлова Е.И.	73	Лукина Е.А.	162
Колесников С.А.	42	Лунев А.Г.	410
Колобов Ю.Р.	168	Луценко Е.В.	147
Комаров А.И.	156	Луцко В.Ф.	558, 564
Комаров Ф.Ф.	260	Луцко Н.И.	46
Комиссарова И.А.	19	Лысенко Г.Н.	135
Конева Н.А.	99	Люцкевич А.И.	61
Коновалов А.В.	248	Мавлютов А.М.	173
Коновалов Д.А.	237, 268	Маерович К.В.	539
Коновалов С.В.	19, 70	Мазилкин А.А.	485
Константинов С.В.	260	Майер Г.Г.	363
Копытков В.В.	321	Макаров С.В.	407
Коржов В.П.	370	Максимченко Н.Н.	102
Корнев И.А.	309	Малашенко В.В.	334
Коровушкин В.В.	309	Малашенко Т.И.	334
Короткевич М. С.	114	Маликов А.Г.	222, 225
Короткевич С.В.	114	Мамедова Г.А.	34
Корсуков В.Е.	111, 129	Манохин С.С.	168
Корсукова М.М.	111, 129	Маркушев М.В.	521
Косарев В.Ф.	225	Мартиросов М.И.	49
Косинов Д.А.	96	Марукович Е. И.	108, 159, 345
Кочанов А.Н.	340	Маслова О.В.	426
Краев М.В.	93	Матлин М.М.	132
Краева В.С.	93	Мац А.В.	281
Краснов М.Л.	454	Медведева Ю.В.	494, 497, 506
Крень А.П.	340	Мееровская О.А.	539
Кривина Л.А.	270		

Мезенева И.А.	219	Пенязь М.А.	240
Мельников Е.В.	363	Пережогин В.Ю.	417
Мельниченко А.С.	477	Перкас М.М.	181
Мерсон Д.Л.	126, 290, 367, 433	Пермякова И.Е.	312
Мерсон Е.Д.	126, 290, 433	Пестов А.В.	234, 237, 268
Метлицкая М.К.	467	Петлицкая Т.В.	36
Мешкова В.В.	82	Петлицкий А.Н.	36, 494
Милович Ф.О.	398, 480	Петров О.М.	442
Мильман Ю.В.	58	Печина Е.А.	72
Минченя В.Т.	189, 567, 569	Печников А.И.	295
Минько Д.В.	401	Пилипчук Е.В.	102
Мисоченко А.А.	439, 564	Пилюгин В.П.	273, 536
Мишетьян А.Р.	421	Пименов Д. А.	320
Мишин В.М.	39	Пинахин И. А.	219
Мозгунова А.И.	132	Платков В.Я.	320
Мозжаров С.Е.	500, 503	Платов С.И.	454, 510
Мосин А.В.	547	Плотников В.А.	407
Москвина В.А.	363	Плугатарь Т.П.	138
Мурашкин М.Ю.	173	Подболотов К.Б.	550
Мурзаев Р.Т.	204, 337	Поддубная Н.Н.	385
Мурзинова М.А.	153	Полуянов В.А.	126
Муслов С.А.	22, 25	Пономарев Т.С.	401
Мухаметгалина А.А.	153	Поротников Л.К.	488
Мызина В.А.	398, 480	Пронин С.Ю.	9
Мышковец В.Н.	213	Пронько Е.В.	569
Мягих П.Н.	126	Протасова С.Г.	485
Назаров А.А.	153, 204	Прядко А.И.	396
Наймарк О.Б.	141	Пряхин С.С.	533
Нарыкова М.В.	129, 379	Пудов В.И.	445, 514
Нго Нгок Ха	474	Пузырёв М.В.	73
Невский С.А.	96	Пульнев С.А.	396
Некит В.А.	201, 454, 510	Пушин А.В.	216
Неклюдов И.М.	278	Пушин В.Г.	22, 216
Некрасов А.Н.	530	Разов А.И.	275
Никитина Е.Н.	228	Рассади́на Т.В.	72
Николаев В.И.	292, 295, 355, 356, 357, 396	Реснина Н.Н.	354, 355, 356, 357, 460, 493
Николаенко А.А.	413	Решетняк А. А.	324
Никулин С.А.	451	Рогачев С.О.	451, 453
Обидов Б.А.	111, 129	Родцевич С. П.	553
Овчинников В.В.	426	Романенко В.П.	469
Овчинников В.И.	36	Романов Д.А.	9, 11, 13, 14
Овчинников Е.В.	105, 287	Рубаник В.В.	439, 460, 493, 542, 544, 547, 550, 553, 558, 564, 567
Огарков Н.Н.	201, 510	Рубаник В.В. мл.	189, 460, 493, 553, 564, 567, 569
Одинцев И. Н.	138	Румянцев Б.В.	424
Орда Д.В.	156	Русинов П.О.	414
Орехов К.А.	519	Рысаева Л.Х.	207
Оришич А.М.	222, 225	Рязанцева М.В.	245
Орлова Т.С.	173	Ряшин Н.С.	222, 225
Осипова В.А.	237	Савельева А.Ю.	355, 356
Остропико Е.С.	275	Савченко А.Л.	189
Павилайнен Г.В.	519	Савченко Е.С.	309
Павлова Н.В.	467		
Пантелеев К. В.	284		
Паньков И.Л.	298, 306		
Папи́ров И.И.	413		

Савчук Е.С.	281	Токмачева - Колобова А.Ю.	168
Самигуллина А.А.	153	Толмачев Т.П.	273
Самойлова О.В.	67	Толстихина А.Л.	503
Самолетов В.Г.	527, 550	Тонкопряд А.Г.	186, 364
Сараев Ю.Н.	410	Топчий А.А.	120
Саркисян С.О.	195, 198	Тришкина Л.И.	99
Свистун А.И.	284	Трубловский В.Л.	494, 497, 506
Свяжин А.Г.	351	Тувшинтур П.	348
Севастьянов А.А.	469	Тузov Ю.В.	413
Севастьянов А.А.	469	Тучков П.В.	461
Севрюков О.Н.	240	Тучков Р.В.	461
Седышев А.И.	467	Тюрин А.И.	120, 530
Селезнев М.Н.	144	Тюфтяев А.С.	491
Семенова И.П.	90	Тявловский А. К.	284
Сенникова Л.Ф.	85	Тявловский К.Л.	284
Сергиенко В.П.	213	Убийвовк Е.В.	460
Сибирев А.В.	357, 493	Угурчиев У.Х.	401, 439, 564
Сидоренко М.И.	393	Урцев Н.В.	454
Ситдиков О.Ш.	521	Ушеренко С.М.	345
Ситников Н.Н.	382	Ушеренко Ю.С.	345
Скуратович Е.Н.	539	Файт А.О.	436
Смарыгина И.В.	351	Федорова Е.А.	170
Смирнов А.С.	248	Филатов С.А.	348
Смирнов С. В.	234, 237, 266, 268	Филиппов А.А.	222, 225
Смирнова Е.О.	234, 237, 268	Филиппов В.Г.	430
Смолин А.Ю.	251	Филиппов Г.А.	39, 421, 491
Соболь О.В.	147	Филоненко В.П.	254, 257
Соин К. А.	358	Филяков А.Д.	14
Сокоиков М.А.	141	Фомин А.В.	469
Соколенко В.И.	278, 281	Фомин В.М.	222, 225
Соколов С. Ф.	165	Фортуна А.С.	363
Соколовская Э.А.	417, 472, 474, 477	Фролов В.А.	281
Солдатов А.В.	292	Хабибуллина И.А.	382
Соловьева Ю.В.	243, 273, 448, 536	Хаймович П.А.	79
Соснин К.В.	13, 14	Халидова Д.В.	453
Сосновский И.А.	184	Хапов А.С.	488
Старенченко В.А.	243, 273, 448	Харьков В. А.	159
Старенченко С.В.	273, 536	Хачатрян М.В.	198
Степиков М.А.	9, 11, 13	Хворов А.А.	404
Степович М.А.	309	Хина Б.Б.	54, 527
Столяров В.В.	401, 439, 564	Хлопков Е.А.	210
Страумал А.Б.	485	Худолей А.Л.	184
Страумал Б.Б.	485	Царева И.Н.	270
Ступакевич В.Ю.	73	Царенко Ю.В.	439, 542, 544, 547, 564
Сугаров Х. Р.	219	Цой К.В.	530
Сундеев Р.В.	72, 451, 453	Чевская О.Н.	421, 430
Сурсаева В.Г.	76	Чекан Н.М.	176, 287
Сырцов С.Р.	494, 497	Чеканов С.В.	488
Табачкова Н. Ю.	398, 480	Черкасова Т.В.	99
Тарасенко Ю.П.	270	Черниговский В. А.	219
Тиан Ш.	138	Чернышова А.А.	162
Тимашов Р.Б.	292, 355, 357	Черняева Е.В.	328
Тихонов А.И.	309	Черчес Б.Х.	135
Ткаченко В.М.	85	Числов А. С.	398
		Чугунова С.И.	58
		Чудинов В.В.	141

Шабалов И.П.	421, 430
Шагойка А.Г.	287
Шалимова А.В.	72
Шаркеев Ю.П.	324
Шелег В.К.	46
Шеляков А.В.	382, 354, 460
Шилагарди Г.	348
Шилин А.Д.	553
Шилина М.В.	553
Шипко М.Н.	309
Шпилевский Э.М.	348
Шубина С.В.	298
Шуринов Р.В.	186, 364
Шут В.Н.	494, 497, 500, 503, 506
Щемелинин А.В.	461, 464
Щитов Д.В.	39
Эгамов М.Х.	457
Эйсымонт Е.И.	287
Юркевич С.Н.	61
Юркевич-Потоцкая К.С.	61
Юреть Е.Л.	102
Юсупов В.С.	181
Ягмуров М. А.	219
Яздани-Черати Джавад Х.	345
Яловик А.П.	88
Янченко В.В.	500
Ярославцев А.В.	201, 510
Ясников И.С.	367

СОДЕРЖАНИЕ

Андронов И.Н., Демина М.Ю. ИЗГИБ СВОБОДНОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ	3
Гувалов А.А., Аббасова С.И. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ ВТОРИЧНЫХ КВАРЦИТОВ ЧАНЛИБЕЛЬСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ	6
Романов Д.А., Пронин С.Ю., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ SnO ₂ -Ag	9
Романов Д.А., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ	11
Соснин К.В., Романов Д.А., Степиков М.А., Гаевой М.А., Громов В.Е. БИОИНЕРТНЫЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМ Ti-Nb И Ti-Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ	13
Филяков А.Д., Романов Д.А., Соснин К.В. ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЙ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕТОДОВ СОЗДАНИЯ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ МОДУЛЕМ УПРУГОСТИ ПЕРВОГО РОДА	14
Gromov V.E., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Kononov S.V., Semin A.P., Sundeev R.V. STRUCTURE – PHASE STATES EVOLUTION IN 100-M DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS AT LONG-TERM OPERATION	17
Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Гостевская А.Н., Громов В.Е. СТРУКТУРА ТИТАНОВОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ И РАЗРУШЕННОГО ПРИ УСТАЛОСТИ	19
Муслов С.А., Пушин В.Г. НАНОТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СИСТЕМЫ СПЛАВОВ TiNi-TiFe	22
Муслов С.А., Лотков А.И. УПРУГИЕ ПОСТОЯННЫЕ ТРЕТЬЕГО ПОРЯДКА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	25
Гольцов В. А., Гольцова М. В. ИНДУЦИРОВАННЫЙ ВОДОРОДОМ ПОЛИМОРФИЗМ МЕТАЛЛОВ И ОСНОВЫ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ	28
Гольцова Л.Ф. ВОДОРОДНАЯ ЭНЕРГЕТИКА И ВОДОРОДНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ: ИСТОРИЧЕСКИЕ И СОВРЕМЕННЫЕ АСПЕКТЫ	31
Мамедова Г.А. ХИМИЧЕСКАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПРИРОДНОГО ЦЕОЛИТА НАХЧЫВАНА С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ZSM-25	34
Овчинников В.И., Ильющенко А.Ф., Белоус А.И., Петлицкий А.Н., Петлицкая Т.В. ДЕГРАДАЦИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ЭЛЕКТРОНИКИ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО УДАРА	36
Мишин В.М., Филиппов Г.А., Щитов Д.В. ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ КАК РЕЗУЛЬТАТ СНИЖЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ОСТАТОЧНЫМИ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯМИ И СЕГРЕГАЦИЯМИ ФОСФОРА	39
Антанович А.А., Колесников С.А. ПЛОТНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТРИЦ	42

Девойно О.Г., Шелег В.К., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В ПОПЕРЕЧНОМ СЕЧЕНИИ МУЛЬТИМОДАЛЬНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЕГО ФОРМИРОВАНИИ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ	46
Ершова А.Ю., Мартиросов М.И. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВЛАЖНОСТНЫХ УСЛОВИЙ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАЗЦОВ ИЗ УГЛЕПЛАСТИКА	49
Adel Nofal ADI -THE MATERIAL REVOLUTION AND ITS APPLICATIONS AT CMRDI	52
Клубович В.В., Кулак М.М., Хина Б.Б. О МЕХАНИЗМЕ УСКОРЕНИЯ ДИФфуЗИОННОГО МАССОПЕРЕНОСА ЛЕГИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	54
Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В. ТЕОРИЯ И МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ	58
Юркевич С.Н., Алифанов А.В., Люцкевич А.И., Юркевич-Потоцкая К.С. ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ И УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАТЕХНИКИ ИЗ СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И УЛУЧШЕНИЯ ИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ	61
Гольцова М.В. ОСОБЕННОСТИ ГИДРИДНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ВОДОРОДОУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В СИСТЕМЕ ПАЛЛАДИЙ-ВОДОРОД	64
Самойлова О.В., Гераскин В.И. ПОЛУЧЕНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Cr–C	67
Бутакова К.А., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ СИЛУМИНА	70
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Велигжанин А.А., Зубавичус Я.В., Печина Е.А., Рассадина Т.В. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОЙ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti_2NiCu ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	72
Гончаров В.К., Козлова Е.И., Пузырёв М.В., Ступакевич В.Ю. УПРАВЛЕНИЕ ПОТОКАМИ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ЛАЗЕРНОЙ ЭРОЗИОННОЙ ПЛАЗМЫ	73
Сурсаева В.Г. ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО ТИПА ГРАНИЦ НАКЛОНА НА ПОДВИЖНОСТЬ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ РЕБЕР В ЦИНКЕ	76
Хаймович П.А. СКРЫТЫЕ РЕЗЕРВЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ	79
Калиниченко А.С., Кривошеев Ю.К., Мешкова В.В. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ ЧАСТИЦ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В СОСТАВЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ СМЕСИ ПОРОШКОВ	82
Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Гангало А.Н., Бурховецкий В.В., Волкова Г.К., Глазунова В.А. ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕДИ М06	85

Белоцерковский М.А., Яловик А.П., Гоман А.М. ПРОЧНОСТНАЯ НАДЕЖНОСТЬ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНОСИМЫХ НА ШТОКИ ГИДРОЦИЛИНДРОВ	88
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Ганеев А.В., Линдеров М.Л., Засыпкин С.В. КИНЕТИКА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С УМЗ СТРУКТУРОЙ	90
Краев М.В., Краева В.С. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ	93
Кузнецов В.А., Громов В.Е., Кузнецова Е.С., Косинов Д.А., Невский С.А. АППАРАТУРНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОГО ВОЛОЧЕНИЯ	96
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПЛОТНОСТЬ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ	99
Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Пилипчук Е.В., Юреть Е.Л. ИССЛЕДОВАНИЕ АНТИПРИГАРНЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕСС-ФОРМ МАШИН ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ	102
Овчинников Е.В. ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ	105
Марукович Е.И., Демченко Е.Б. РАСЧЁТ ПРЕДЕЛЬНО ДОПУСТИМОЙ СКОРОСТИ ВЫТЯЖКИ НЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКИ	108
Корсуков В.Е., Гиляров В.Л., Анкудинов А.В., Бутенко П.Н., Вербицкий В.Н., Гиляров И.В., Князев С.А., Корсукова М.М., Обидов Б.А. ВЛИЯНИЕ РАСТЯЖЕНИЯ НА МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ФОЛЬГ МОЛИБДЕНА	111
Короткевич С.В., Короткевич М.С. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ ТРЕНИИ	114
Григорьев А.Ю. СОПОСТАВЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ОТКОЛЕ И ДИНАМИЧЕСКОМ РАЗРЫВЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ	117
Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Жигачев А.О., Тюрин А.И., Вишняков А.Д., Топчий А.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КОРУНДА	120
Rogachev S.O., Zemlyakova N.V. STRUCTURAL AND PHYSICAL - MECHANICAL TRANSFORMATIONS IN COPPER DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION	123
Мерсон Е.Д., Полянов В.А., Мягих П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ КВАЗИСКОЛА ПРИ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	126
Бетехтин В.И., Бутенко П.Н., Гиляров В.Л., Гиляров И.В., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Нарыкова М.В., Обидов Б.А. ВЛИЯНИЕ РАСТЯЖЕНИЯ И СЖАТИЯ НА ГЕОМЕТРИЮ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$.	129
Матлин М.М., Казанкин В.А., Казанкина Е.Н., Мозгунова А.И. ВЛИЯНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО КОНТАКТА НА ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ ДЕТАЛЕЙ	132

Лысенко Г.Н., Черчес Б.Х. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕСТРУКЦИЮ ВОЛОКНИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	135
Одинцев И. Н., Плугатарь Т.П., Тиан Ш. ОПТИКО-КОРРЕЛЯЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ МЕХАНИКИ: ПРИНЦИПЫ, ИНСТРУМЕНТАРИЙ, МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ, ОПЫТ ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ	138
Соковиков М.А., Чудинов В.В., Наймарк О.Б. МЕХАНИЗМЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	141
Селезнев М.Н., Вонг К.Ю. КЛАСТЕРНЫЙ АНАЛИЗ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ 42CRMO4 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МНОГОЦИКЛОВЫХ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ	144
Жадько М.А., Луценко Е.В., Зубков А.И., Соболев О.В., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И. ТЕРМОСТАБИЛИЗАЦИЯ НАНОРАЗМЕРНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫМИ СЕГРЕГАЦИЯМИ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ	147
Ильичев А.В., Зорин Е.Е., Донецкий К.И., Караваев Р.Ю. ОЦЕНКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УП НА ОСНОВЕ ТРИАКСИАЛЬНОЙ ПЛЕТЁНОЙ ПРЕФОРМЫ. ВЫБОР АРТИКУЛА УГЛЕРОДНЫХ НИТЕЙ	150
Мухаметгалина А.А., Самигуллина А.А., Мурзинова М.А., Назаров А.А. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	153
Комаров А.И., Орда Д.В., Искандарова Д.О. ВОЗДЕЙСТВИЕ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ НАНОПОЛНИТЕЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АК12M2Mn	156
Марукович Е. И., Харьков В. А. НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ ВВЕРХ ПРОВОЛОЧНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ МЕДНЫХ И НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	159
Борисов А.А., Чернышова А.А., Виноградов Р.Е., Лукина Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НИКЕЛИД ТИТАНА-ПОЛИМЕР	162
Голубков Н. А., Васильев А. А., Соколов С. Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ВОЗВРАТА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	165
Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Токмачева - Колобова А.Ю. , Кущенко Я.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ	168
Буткевич В.Г., Лебёдкин А.С., Федорова Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ ПИТАЮЩЕГО КОМПОНЕНТА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ЛАТЕКСНЫХ ОПЛЕТЕННЫХ НИТЕЙ	170
Латынина Т.А., Мавлютов А.М., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Орлова Т.С. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРЕДВАРИТЕЛЬНО СОСТАРЕННОГО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-0.4Zr	173

Чекан Н.М., Акула И.П., Горельчик А.Н. АЗОТИРОВАНИЕ И НАНЕСЕНИЕ ОСОБО ТВЕРДЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ЕДИНОМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ЦИКЛЕ	176
Андреев В.А., Юсупов В.С., Перкас М.М., Бондарева С.А. ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПОПЕРЕЧНОВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ	181
Белявин К.Е., Сосновский И.А., Худолей А.Л. ИЗУЧЕНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ	184
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шуринов Р.В., Дергачева А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ <i>IN SITU</i> В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ	186
Минченя В.Т., Савченко А.Л., Рубаник В.В. (мл.) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ ФОРМООБРАЗОВАНИИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИТИНОЛОВОЙ ПРОВОЛОКИ	189
Жуков А.С., Барахтин Б.К., Васильева О.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ	192
Асланян Н.С., Саркисян С.О. МОДЕЛЬ ТЕРМОУПРУГОСТИ МИКРОПОЛЯРНЫХ ПЛАСТИН И БАЛОК СО СТЕСНЕННЫМ ВРАЩЕНИЕМ	195
Саркисян С.О., Хачатрян М.В. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МИКРОПОЛЯРНОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ С КРУГОВОЙ ОСЬЮ И МЕТОД КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	198
Огарков Н.Н., Некит В.А., Ярославцев А.В., Звягина Е.Ю., Керимова Л.Ф. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТА «ВКАТАНАЯ ОКАЛИНА»	201
Мурзаев Р.Т., Назаров А.А., Бачурина Д.В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗОК НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ В ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	204
Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А. ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ	207
Хлопков Е.А., Вьюненко Ю.Н., Журбенко П.Н., Затульский Г.З. О ВЛИЯНИИ СКОРОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ, СВЯЗАННЫЕ С ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ В СПЛАВАХ С ЭПФ	210
Кожушко В.В., Сергиенко В.П., Мышковец В.Н. РЕГИСТРАЦИЯ ЛАЗЕРНОГО УЛЬТРАЗВУКА МАССИВОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ	213
Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	216
Пинахин И. А., Черниговский В. А., Брацихин А. А., Ягмуров М. А., Сугаров Х. Р., Мезенева И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ВК6, ВК8 И Т5К10, ПРОШЕДШИХ ОБЪЕМНОЕ ИМПУЛЬСНОЕ ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ	219

Фомин В.М., Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М., Ряшин Н.С., Филиппов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТРЕКОВ WC-NiCrBSi	222
Фомин В.М., Голышев А.А., Косарев В.Ф., Маликов А.Г., Оришич А.М., Ряшин Н.С., Филиппов А.А. НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ TI, NI И WC, VC С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ И ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ	225
Аксёнова К.В., Никитина Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛЕЙ	228
Баимова Ю. А. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУР РАЗЛИЧНОЙ РАЗМЕРНОСТИ	231
Смирнов С.В., Смирнова Е.О., Веретенникова И.А., Пестов А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИДНОГО КЛЕЯ ЭТП-2	234
Смирнов С.В., Смирнова Е.О., Веретенникова И.А., Пестов А.В., Осипова В.А., Коновалов Д.А. ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОДЛОЖКИ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ОДНОКОМПОНЕНТНОГО ЭПОКСИДНОГО КЛЕЯ ЭТП-2	237
Пенязь М.А., Севрюков О.Н., Иванников А.А., Бачурина Д.М. МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ДИФфуЗИОННОЙ ПАЙКИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫМИ ПРИПОЯМИ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ	240
Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Валуйская Л.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 ₂	243
Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Анашкина Н.Е. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КАЛЬЦИЙСОДЕРЖАЩИХ МИНЕРАЛОВ	245
Смирнов А.С., Коновалов А.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ AL-SiC В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИЙ	248
Ерёмина Г.М., Смолин А.Ю., Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ САМОРАСШИРЯЮЩИХСЯ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ	251
Зибров И.П., Филоненко В.П. СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НОВЫХ МОДИФИКАЦИЙ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ Ta ₂ O ₅	254
Филоненко В.П., Зибров И.П., Анохин А.А. ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ В КРИСТАЛЛАХ КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА И АЛМАЗА	257
Комаров Ф.Ф., Константинов С.В. ЭФФЕКТЫ НАНОБЛИСТЕРИНГА И ФЛЕКИНГА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ TiAlN	260
Зараконская К.И., Захаров В.Ф. ВЛИЯНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ БЕТОНА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЛИТЕЛЬНОМУ СЖАТИЮ СОСТАВНЫХ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ СТЕРЖНЕЙ С ВЫСОКОПРОЧНОЙ АРМАТУРОЙ	263

Веретенникова И.А., Вичужанин Д.И., Смирнов С.В. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК БИМЕТАЛЛА «СТАЛЬ 08Х18Н9-СТАЛЬ 09Г2С» ПРИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ	266
Смирнов С. В., Веретенникова И.А., Смирнова Е.О., Коновалов Д.А., Пестов А.В. ОЦЕНКА АДГЕЗИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НЕМОДИФИЦИРОВАННОГО КЛЕЯ ЭД – 20 ПРИ ПОМОЩИ СКРЕТЧ-ТЕСТА	268
Царева И.Н., Бердник О.Б., Кириков С.В., Кривина Л.А., Тарасенко Ю.П. АНАЛИЗ ТЕРМОНАГРУЖЕННЫХ ЗОН РАБОЧИХ ЛОПАТОК ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С РАЗЛИЧНОЙ НАРАБОТКИ	270
Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П., Старенченко С.В., Анчаров А.И. ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР В ИСХОДНО МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖАРОПРОЧНОМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 ₂	273
Остропико Е.С., Разов А.И. ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СЖАТИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА	275
Неклюдов И.М., Соколенко В.И. ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ, ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ХФТИ	278
Соколенко В.И., Карасева Е.В., Мац А.В., Савчук Е.С., Фролов В.А. ЭВОЛЮЦИЯ НАНОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Zr1Nb ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ПОЛЗУЧЕСТИ В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 300-700 К	281
Пантелеев К.В., Свистун А.И., Тявловский А.К., Тявловский К.Л., Воробей Р. И., Гусев О. К., Жарин А. Л. НЕПРЕРЫВНЫЙ НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ПРОЦЕССОВ ТРЕНИЯ МЕТОДОМ КЕЛЬВИНА	284
Овчинников Е.В., Чекан Н.М., Эйсымонт Е.И., Акула И.П., Шагойка А.Г. ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕРМОСТОЙКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ	287
Виноградов А.Ю., Мерсон Д.Л., Мерсон Е.Д. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ	290
Аверкин А.И., Гузилова Л.И., Тимашов Р.Б., Солдатов А.В., Крымов В.М., Николаев В.И. ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga-Co И Cu-Al-Ni	292
Гузилова Л.И., Гращенко А.С., Печников А.И., Николаев В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ	295
Шубина С.В., Паньков И.Л. РЕЗУЛЬТАТЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ПРИ СЖАТИИ СОЛЯНЫХ ОБРАЗЦОВ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ КОНФИГУРАЦИИ	298
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н. НОВЫЕ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ: ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ	300

Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Денисова А.Г. ЭВОЛЮЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ АНИЗОТРОПНОЙ СТРУКТУРОЙ	С	303
Паньков И.Л., Безматерных М.Д. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЖЕСТКОСТИ ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ГЕОМАТЕРИАЛОВ		306
Степович М.А., Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Савченко Е.С., Тихонов А.И., Корнев И.А. МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАГНИТОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ		309
Пермякова И.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОЛЕЙ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ ЛАЗЕРОМ		312
Иванов А.М., Лукин Е.С. ДЕФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОЙ СТАЛИ		317
Белошадка В. Я., Платков В. Я., Пименов Д. А. ВЛИЯНИЕ ВЯЗКОСТИ НА ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ГИСТЕРЕЗИС В РАЗЛИЧНЫХ МОДЕЛЯХ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ		320
Копытков В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЛЕСНЫХ КУЛЬТУР В БЕЛАРУСИ		321
Решетняк А. А., Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю. КВАНТОВАННО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К НАПРЯЖЕНИЮ ТЕЧЕНИЯ И ОБОБЩЕННЫЙ ЗАКОН ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ		324
Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н., Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В. ИНИЦИИРОВАНИЕ И <i>IN SITU</i> ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ		328
Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ЭКОНОМНО- ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ		331
Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Кулага Е.И., Ачкасов А.Н., Галаганов О.О. ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ИНИЦИИРОВАННОЙ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ		334
Бачурина О.В., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. ПЛОСКО-РАДИАЛЬНЫЙ ДИСКРЕТНЫЙ БРИЗЕР В МЕДИ		337
Викторов С.Д., Кочанов А.Н. НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД С ПОЗИЦИЙ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИКИ ТРЕЩИН		340
Крень А.П. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ УДАРНЫМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЕМ		343
Марукович Е.И., Ушеренко Ю.С., Яздани-Черати Джавад Х., Ушеренко С.М. ОБЪЕМНОЕ ДИНАМИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛИ В ТВЕРДОМ АГРЕГАТНОМ СОСТОЯНИИ		345
Шпилевский Э.М., Филатов С.А., Шилагарди Г., Тувшинтур П. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ ФУЛЛЕРЕН C_{60}		348

Капуткина Л.М., Смарыгина И.В., Свяжин А.Г., Киндоп В.Э. СТАБИЛЬНОСТЬ АЗОТИСТЫХ ХРОМОНИКЕЛЬМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ	351
Демидова Е.С., Иванов А.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Андреев В.А., Шеляков А.В. ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi	354
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Николаев В.И., Крымов В.М., Тимашов Р.Б., Савельева А.Ю., Газизуллина А.Р. ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ni ₅₅ Fe ₁₈ Ga ₂₇	355
Савельева А.Ю., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Николаев В.И., Крымов В.М. ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ С ОРИЕНТАЦИЕЙ [011] СПЛАВА NiFeGa ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ	356
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Николаев В.И., Тимашов Р.Б., Крымов В.М. СПЛАВ NiFeGa, КАК МАТЕРИАЛ РАБОЧЕГО ТЕЛА ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГИИ В РАБОТУ	357
Соин К. А. ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ БЕЗОПАСНЫХ ДЕФЕКТОВ В ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ ОСЯХ КОЛЕСНЫХ ПАР, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР	358
Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Майер Г.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Фортуна А.С., Бурлаченко А.Г., Гальченко Н.К. ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ	363
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шуринов Р.В., Дергачева А.В. НОВЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СУБСТРУКТУРНЫХ И ОРИЕНТАЦИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ	364
Данюк А.В., Мерсон Д.Л., Ясников И.С., Аглетдинов Э.А., Афанасьев М.А.*, Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, ГЕНЕРИРУЕМОЙ ЭЛЕМЕНТАРНЫМИ МЕХАНИЗМАМИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЁТКОЙ	367
Коржов В.П. КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГАХ, ПОЛУЧЕННЫЕ ТВЕРДОФАЗНЫМ СПОСОБОМ	370
Kustov A. I., Zelenev V. M., Miguel I. A. ANALYSIS OF DEFORMATION PROCESS OF METAL MATERIALS UNDER LOADS OF VARIOUS TYPES BY AMD-METHODS	373
Kustov A. I., Miguel I. A. IDENTIFICATION OF FEATURES OF DEFECTIVE STRUCTURES IN CONDENSED MATTER MATERIALS AND MONITORING OF THEIR BEHAVIOR WITH THE HELP OF ACOUSTIC WAVES	376
Бетехтин В.И., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г., Sklenicka V. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ИХ ДЛИТЕЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ	379
Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Хабибуллина И.А. ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Ti ₅₀ Ni _{50-x} CU _x С СОДЕРЖАНИЕМ CU БОЛЕЕ 30 АТ.%	382

Поддубная Н.Н., Лалетин В.М. ЛИНЕЙНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУРАХ ЦИРКОНАТ-ТИТАНАТ СВИНЦА – КОБАЛЬТ	385
Muktepavela F., Maniks J., Grigorjeva L., Gorokhova E.I., Eronjko S.B., Oreschenko E.A., Sandulenko A.V. EFFECT OF NANOPOWDERS MORPHOLOGY ON THE ZnO CERAMICS STRUCTURE AND PROPERTIES	387
Исаевич Л.А., Иваницкий Д.М., Ленкевич С.А., Иваницкий С.В. ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗОГНУТЫХ НА РЕБРО ПОЛОСОВЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРОКАТКОЙ ЗАГОТОВОК ИЗ ПРУТКА	390
Исаевич Л.А., Сидоренко М.И., Иваницкий Д.М., Крицкий А.Д. ПРОЕКТНЫЙ РАСЧЕТ БАНДАЖИРОВАННОГО ВАЛКА ДЛЯ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ	393
Пульнев С.А., Прядко А.И., Николаев В.И. ДВИГАТЕЛИ И ПРИВОДЫ НА ОСНОВЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu-Al-Ni	396
Табачкова Н. Ю., Милович Ф. О., Числов А. С., Курицына И. Е., Ломонова Е. Е., Мызина В. А., Борик М. А., Кулебякин А. В., Войцицкий В. П. СТРУКТУРА И ТРАНСПОРТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ	398
Белявин К.Е., Минько Д.В., Пономарев Т.С., Угурчиев У.Х., Столяров В.В. ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ	401
Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е., Хворов А.А. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	404
Макаров С.В., Плотников В.А. ОСЦИЛЛЯЦИИ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР	407
Сараев Ю.Н., Лунев А.Г., Гладковский С.В., Голиков Н.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЛГОРИТМОВ УПРАВЛЕНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ АДАПТИВНОЙ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	410
Папиров И.И., Николаенко А.А., Тузов Ю.В. ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ В БЕРИЛЛИИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА	413
Бледнова Ж.М., Русинов П.О. ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	414
Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В., Соколовская Э.А. ВОСПРОИЗВОДИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИ КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ИЗМЕРЕНИЯХ СТРУКТУР РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	417
Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О.Н. МЕХАНИЗМ АНОМАЛЬНОЙ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ	421
Румянцев Б.В. МЕХАНИЗМ ПРОЯВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУЕЙ	424

Березовская В.В., Маслова О.В., Овчинников В.В. ЭФФЕКТ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 03Н18К3М3Т ПРИ ЗАМЕДЛЕННОМ РАЗРУШЕНИИ	426
Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Чевская О.Н. ПРОЧНОСТЬ, ВЯЗКОСТЬ И СВАРИВАЕМОСТЬ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ	430
Данилов В.А., Мерсон Е.Д., Мерсон Д. Л., Виноградов А. Ю. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ФРАКТОГРАФИИ	433
Лапуть О.А., Васенина И.В., Файт А.О., Курзина И.А. ВЛИЯНИЕ ИОНОВ СЕРЕБРА НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ ФИЗИКО- ХИМИЧЕСКИЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИЛАКТИДА И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО ОСНОВЕ	436
Столяров В.В., Мисоченко А.А., Угурчиев У.Х., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ И УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	439
Казанцев А.Г., Петров О.М. ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАСКРЫТИЕ ТРЕЩИН В ТРУБОПРОВОДЕ ДУ350 ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	442
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Fe-Si МАТЕРИАЛОВ	445
Валуйская Л. А., Старенченко В. А., Соловьева Ю. В., Липатникова Я. Д., Валуйская К. Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	448
Рогачев С.О., Никулин С.А., Козлов Д.А., Сундеев Р.В. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА БРОНЗА+НИОБИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	451
Рогачев С.О., Сундеев Р.В., Халидова Д.В. СТРУКТУРА И УПРОЧНЕНИЕ ГИБРИДНОГО МАТЕРИАЛА СТАЛЬ/МЕДЬ/СТАЛЬ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	453
Краснов М.Л., Некит В.А., Платов С.И., Урцев Н.В., Керимова Л.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ТРУБНОЙ СТАЛИ	454
Эгамов М.Х. МОДИФИКАЦИЯ ПОЛИМЕРНО-ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУКАМИ	457
Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл., Касаткин И.В., Убийвовк Е.В., Шеляков А.В. СТРУКТУРНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi, ИНИЦИИРОВАННАЯ МЕХАНИЧЕСКИМИ ВИБРАЦИЯМИ	460
Тучков Р.В., Тучков П.В., Щемелинин А.В., Анисимов И.И. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВИБРАЦИОННЫХ НАГРУЗОК	461
Загородников Р.А., Анисимов И.И., Щемелинин А.В. РАЗРАБОТКА СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО НАПОЛНЕННОГО ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА	464

Гриншпон А.С., Васенина Е.М., Седышев А.И., Павлова Н.В., Метлицкая М.К. ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРОЕНИЯ НЛЗ ИЗ СТАЛИ 65ГФ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЦЕЛЬНОКАТАНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС	467
Романенко В.П., Севастьянов А.А., Фомин А.В., Севастьянов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ В СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС НА УРОВЕНЬ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	469
Кудря А.В., Соколовская Э.А. ПРИМЕНЕНИЕ ЦИФРОВЫХ МЕТОДОВ ПРИ ОПИСАНИИ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ	472
Нго Нгок Ха, Кайкибаева А.С., Соколовская Э.А., Кудря А.В. МАСШТАБЫ НЕОДНОРОДНОСТИ РАЗНОРОДНЫХ СТРУКТУР В КРУПНЫХ ПОКОВКАХ ИЗ УЛУЧШАЕМОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	474
Мельниченко А.С., Ахмедова Т.Ш., Соколовская Э.А., Кудря А.В. ПРОГНОЗ РИСКА РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В УПРОЧНЯЮЩИХ НАПЛАВКАХ ПО МОРФОЛОГИИ ИХ СТРУКТУРЫ	477
Боричевский В.Р., Борик М.А., Кулебякин А.В., Ломонова Е.Е., Мызина В.А., Милович Ф.О., Табачкова Н.Ю. МАТЕРИАЛЛЫ НА ОСНОВЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ. АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА	480
Вьюненко Ю.Н., Белоусов Н.Н. ОБРАТИМАЯ ПАМЯТЬ ФОРМЫ В КОЛЬЦЕВЫХ КОНСТРУКЦИЯХ	482
Страумал А.Б., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б. ПСЕВДОНЕПОЛНОЕ СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	485
Хапов А.С., Поротников Л.К., Киселёв В.Г., Чеканов С.В. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАКТОРОВ ВЛИЯЮЩИХ НА СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА	488
Ильичев М.В., Ливанова Н.О., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	491
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В., Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. РЕАЛИЗАЦИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ И ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	493
Шут В.Н., Сырцов С.Р., Лалетин В.М., Трубловский В.Л., Медведева Ю.В., Петлицкий А.Н. СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЬ – ЦИНКОВОГО ФЕРРИТА	494
Шут В.Н., Лалетин В.М., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л., Медведева Ю.В. ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СО СВЯЗНОСТЬЮ 3-(3-0)	497
Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Янченко В.В., Акулёнок О.М. ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ ОКСИДА МЕДИ СОНОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ И ИССЛЕДОВАНИЯ ИХ СВОЙСТВ	500
Толстихина А.Л., Гайнутдинов Р.В., Белугина Н.В., Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф. АТОМНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ КРИСТАЛЛОВ ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА С ПРОФИЛЬНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ХРОМА	503

Шут В.Н., Трубловский В.Л., Бобров В.П., Медведева Ю.В., Ильющенко Д.А. ВЛИЯНИЕ СТЕХИОМЕТРИИ НА СТРУКТУРУ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $BaTiO_3$, ЛЕГИРОВАННОЙ ЛАНТАНОМ	506
Платов С.И., Некит В.А., Огарков Н.Н., Ярославцев А.В., Керимова Л.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТРЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ КАТАНКИ	510
Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. ПЕРСПЕКТИВЫ ОПТИЧЕСКОГО МОНИТОРИНГА ТВЕРДЫХ ТЕЛ	514
Гребеньщиков А.С., Волкова Н.П., Волков А.В., Ледер М.О., Калиенко М.С. ОБРАТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ ОТ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ. ПРИЧИНЫ И СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ	517
Орехов К.А., Павилайнен Г.В. ПЛАСТИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПИЯ ПРИ ИЗГИБЕ БАЛОК, ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	519
Ситдиков О.Ш., Автокротова Е.В., Ильясов Р.Р., Латыпова О.Э., Маркушев М.В. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ	521
Кулак М.М., Хина Б.Б., Самолётов В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ АЛЮМИНИЯ ИЗ ОКСИДОВ МЕТОДОМ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА	527
Горнакова А.С., Цой К.В., Головин Ю.И., Тюрин А.И., Некрасов А.Н. МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА ВТ6, ОТОЖЖЕННОГО В ОБЛАСТИ, ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ	530
Пряхин С.С. ЗАВИСИМОСТЬ ТЕПЛОЕМОСТИ НИТИНОЛА ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНО-ИНДУЦИРОВАННЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ	533
Куц О.А., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В., Пилюгин В.П., Анчаров А.И. РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni_3Al С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	536
Мееровская О.А., Маерович К.В., Скуратович Е.Н. АКТУАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МЕЖДУНАРОДНОГО СОТРУДНИЧЕСТВА В СФЕРЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ	539
Джежора А. А., Завацкий Ю.А., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. ЭЛЕКТРОЕМКОСТНЫЕ СЕНСОРЫ ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПОЛИМЕРОВ	542
Царенко Ю.В., Рубаник В.В. ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА КОМПОНЕНТОВ ТЕРМОПАРНОГО КАБЕЛЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ	544
Мосин А.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ДОВОДКА ВОЛОЧИЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА	547
Подболотов К.Б., Волочко А.Т., Рубаник В.В., Самолетов В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ БРОНЕКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КОРУНДА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ДОБАВКАМИ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СОСТАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ	550
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Шилин А.Д., Белоус Н.Х., Родцевич С. П., Шилина М.В. ВЛИЯНИЕ УЗ - ОБРАБОТКИ СУСПЕНЗИЙ ШУНГИТА НА СВОЙСТВА ПОРТЛАНДЦЕМЕНТНЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БЕТОНОВ	553

Chang Kyu Rhee, Rubanik V., Rubanik V. jr. COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING COATINGS BASED ON ALUMINUM WITH BORON CARBIDE ADDITION	556
Луцко В.Ф., Рубаник В.В., Казьмин А.А., Кимстач О.В. ОСОБЕННОСТИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ СИСТЕМ РЕЗА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АВТОМАБИЛЬНЫХ ШИН	558
Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Багрец Д.А., Столяров В.В., Мисоченко А.А., Угурчиев У.Х. ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ И УЛЬТРАЗВУКОМ	561
Багрец Д.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Дородейко В.Г. ОСОБЕННОСТИ ЗАДАНИЯ ФОРМЫ ТИПІ СПЛАВАМ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ОСАЖДЕНИИ ПОКРЫТИЙ	564
Рубаник В.В., Минченя В.Т., Рубаник В.В. мл. ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НИТИНОЛА	567
Пронько Е.В., Минченя В.Т., Рубаник В.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В СИСТЕМЕ СТЕНТ-ГРАФТА ДЛЯ ЛЕЧЕНИЯ АНЕВРИЗМЫ АОРТЫ	569
АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ	570
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	572
СОДЕРЖАНИЕ	577

Научное издание

Международная научная конференция
«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

Сборник материалов

14 – 18мая 2018 года
Витебск, Беларусь

Под редакцией члена-корреспондента НАН Беларуси В.В. Рубаника

Оформление и компьютерная верстка Дубровской Т.С., Какойченко С.Ю.



Национальная академия наук
Беларуси



Институт технической акустики НАН Беларуси

ПЕРЕНОСНОЙ АППАРАТ ДЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ ПОЛИМЕРОВ

Машиностроение
Агропромышленный комплекс
Легкая промышленность



ПРЕДНАЗНАЧЕН ДЛЯ:

- ультразвуковой сварки деталей из полимеров, в том числе крупногабаритных;
- сварки деталей, расположенных в труднодоступных местах;
- заклепывания и точечной спайки;
- спайки полимерной ленты в конвейерных системах

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- высокая скорость сварки;
- легкость и транспортабельность аппарата;
- экологическая безопасность

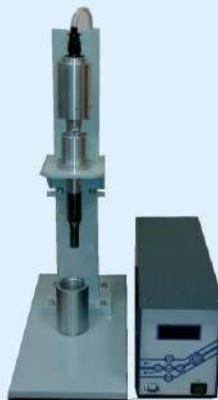
УЛЬТРАЗВУКОВОЙ АППАРАТ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ЖИДКИХ СРЕД

НАЗНАЧЕНИЕ:

- диспергирование;
- эмульгирование;
- растворение;
- гомогенизация;
- пропитка

ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ:

Фармацевтика
Косметическое производство
Пищевая промышленность
Винодельческое производство
Химическая промышленность



УЛЬТРАЗВУКОВАЯ РЕЗКА

НАЗНАЧЕНИЕ:

- резка полотна автомобильных шин,
полимерных и других материалов



НАШИ КОНТАКТЫ

пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Республика Беларусь
Тел./факс: +375 (212) 24 04 56
Эл. почта: info@itanas.by, ita@vitebsk.by, сайт: <http://www.itanas.by>



**Национальная академия наук
Беларуси**



Институт технической акустики НАН Беларуси

ОБОРУДОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОПРЕССОВКИ РЕЗИНОТЕХНИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Легкая промышленность

ПРЕДНАЗНАЧЕНО ДЛЯ:

утонения и предохранения от распускания (расслоения)
среза обувной резины после ее нарезки.



ПРЕИМУЩЕСТВА:

- повышение производительности процесса опрессовки в 2-3 раза;
- снижение энергозатрат в 8-10 раз;
- исключение прилипания материала к поверхности инструмента;
- равномерное оплавление по периметру и толщине обувной резины;
- экологическая безопасность



УСТАНОВКА ДЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ТИСНЕНИЯ

ПРЕДНАЗНАЧЕНА ДЛЯ:

ультразвукового тиснения по коже, тканым и нетканым материалам: искусственная кожа, текстильные ткани, содержащие не менее 50% синтетических волокон, и другим термопластичным полимерным материалам.



ПРЕИМУЩЕСТВА:

- оперативность;
- не требуется предварительного разогрева клише;
- запуск и остановка ультразвукового пресса в любое время;
- экономия электроэнергии до 90% по сравнению с обычными установками



Брендинг сувенирной продукции:

ежедневники, еженедельники,
телефонные книги, визитницы,
портмоне и другие изделия из кожи и кожзама.
Тиснение узоров, логотипов,
аббревиатур на элементах одежды, обуви.

НАШИ КОНТАКТЫ

пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Республика Беларусь
Тел./факс: +375 (212) 24 04 56
Эл. почта: info@itanas.by, ita@vitebsk.by, сайт: <http://www.itanas.by>



Национальная академия наук
Беларуси



Институт технической акустики НАН Беларуси

СТАНОК ДОВОДКИ ВОЛОК

Кабельное и метизное производство

Станок предназначен для алмазно-абразивной доводки волок из сверхтвердых материалов: природный и синтетический алмаз, твердые сплавы.



Доводка производится притиром – проволокой или жгутом с подачей в зону обработки абразивной суспензии.

Широкий диапазон обрабатываемых диаметров от 0,05 мм до 8,0 мм достигается путем использования сменных механизмов зажима и натяжения притира.

Станок может быть укомплектован реле времени типа ВС-33, 0,2-60 мин.

ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ РЕМОНТА ЛАЗЕРНЫХ ДАЛЬНОМЕРОВ

Авиаремонтные предприятия

Назначение: герметичная установка (замена) активного элемента и лампы накачки в лазерные дальномеры.

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- процесс полностью автоматизирован;
- время запрессовки – 30 мин



НАШИ КОНТАКТЫ

пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Республика Беларусь
Тел./факс: +375 (212) 24 04 56
Эл. почта: info@itanas.by, ita@vitebsk.by, сайт: <http://www.itanas.by>



Национальная академия наук
Беларуси



Институт технической акустики НАН Беларуси

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА УЧЕТА ДВИЖЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СЧЕТЧИКОВ (АСУДЭС)

Топливо-энергетический комплекс

АСУДЭС предназначена для учета счетчиков и ведения документооборота по современным стандартам. Обеспечивает высокую достоверность данных и сведение «человеческого фактора» к минимуму, повышает производительность труда, создает информационную базу для использования технологии штрих-кодирования в автоматизации прочих сфер деятельности предприятия.

ОБЕСПЕЧИВАЕТ:

- распознавание технологически значимой информации в производственном цикле прибора учета;
- создание и распознавание штрих-кодовой информации;
- отображение производственного движения счетчика в базе данных;
- отображение и печать отчетной и сопроводительной документации в производственном цикле прибора учета



Система может быть легко адаптирована для контроля за приборами учета в таких отраслях экономики, как жилищно-коммунальное хозяйство, транспорт и др.

Автоматизированное рабочее место работника цеха, осуществляющего съем показаний приборов учета с помощью системы «Техническое зрение».

КОМПЛЕКС ДЛЯ КОММЕРЧЕСКОГО УЧЕТА НЕФТЕПРОДУКТОВ В ВЕРТИКАЛЬНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ РЕЗЕРВУАРАХ

Химическая и нефтегазовая промышленность

ОБЕСПЕЧИВАЕТ:

- непрерывный контроль массы мазута в резервуаре;
- определение расхода мазута при сжигании или отпуске;
- измерение температуры мазута;
- определение массы «мертвого остатка» мазута;
- определение уровня;



- длительное хранение и математическую обработку результатов измерения (ведения статистического учета);
- сигнализацию по уставкам;
- передачу данных на ПЭВМ и на сервер данных SQL;
- коммутацию силовых цепей по внутренним и внешним командам

НАШИ КОНТАКТЫ

пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Республика Беларусь
Тел./факс: +375 (212) 24 04 56
Эл. почта: info@itanas.by, ita@vitebsk.by, сайт: <http://www.itanas.by>