

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»
Витебский государственный технологический университет



60-я
**МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ**
«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

Материалы конференции

14–18 мая 2018 года

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

Витебск, Беларусь

УДК 539.4
ББК 22.25

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

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

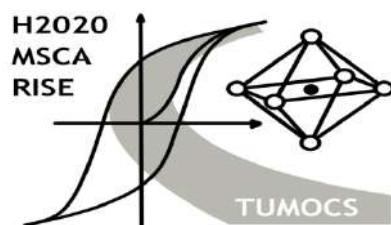
Сборник предназначен для широкого круга специалистов: научных работников, инженеров, работающих в области материаловедения и физики конденсированного состояния, а также преподавателей, аспирантов и студентов, специализирующихся в области материаловедения.



Tempus



Co-funded by the
Tempus Programme
of the European Union



ECOTESY



Тексты набраны с авторских оригиналов.

УДК 539.4
ББК 22.25

ISBN 978-985-481-561-9

© УО «ВГТУ», 2018

ИЗГИБ СВОБОДНОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ

Андронов И.Н.¹, Демина М.Ю.²

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

²*Сыктывкарский 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

$$k = \frac{f}{i\Delta t}, \quad (1)$$

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

$$k = \frac{2\sqrt{3}fl}{h\Delta t}. \quad (2)$$

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 неспаянных 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

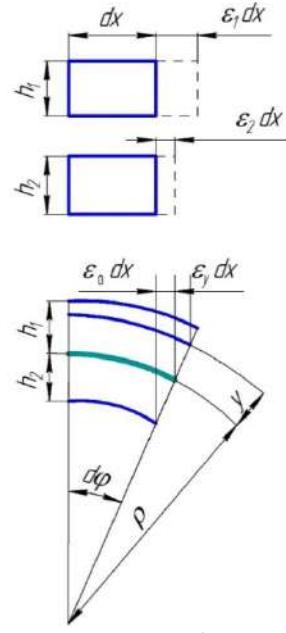


Рисунок 1

$$\varepsilon_y = \varepsilon_0 + y \frac{d\varphi}{dx}. \quad (3)$$

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

$$\kappa_t = \frac{d\varphi}{dx} = \frac{1}{\rho}, \quad (4)$$

тогда

$$\varepsilon_y = \varepsilon_0 + y \kappa_t. \quad (5)$$

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

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

тогда напряжение в слое с координатой y будет

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

Напряжение в активном слое $\sigma_1 = E_1(\varepsilon_0 + y\kappa_t - \alpha_1\Delta t)$ при $0 \leq y \leq h_1$; в пассивном слое $\sigma_2 = E_2(\varepsilon_0 + y\kappa_t - \alpha_2\Delta t)$ 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 $\sum N = 0$, $\sum M = 0$,

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

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

Решая уравнения (9) и (10) относительно кривизны κ_t получим:

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

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

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

при этом наибольшая кривизна пластины

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

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)

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

для активного и пассивного слоев определяются как: $\sigma_{1t} = E_1 \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \Delta t}{h} \left(\frac{3}{2} y - h_1 \right)$ при $0 \leq y \leq h_1$ и $\sigma_{2t} = E_2 \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \Delta t}{h} \left(\frac{3}{2} y + h_2 \right)$ 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; $\frac{M_p}{EJ} = \frac{1}{\rho} = \kappa_{tmax}$ – 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 концевого сечения при единичном моменте $M_1 = 1$ будет равен

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

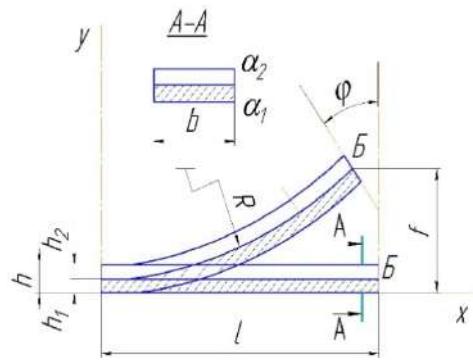


Рисунок 2.

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», Юрта, 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 пущцоланов и термоактивированных полиминеральных глин.

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

Глины – повсеместно распространенное, доступное и дешевое сырье для получения пущцоланов. Термически активированные глины классифицируются как искусственные пущцоланы европейским стандартом EN197-1-2000. Пущцоланы применяются в виде цемянки, глинита, горелых пород, аглопорита, керамзита и керамзитовой пыли. Глинит получают измельчением обожженных глин при температурах 600–800°C. В последнее время определенное применение в качестве пущцолановой добавки для повышения показателей физико-технических свойств цементных композитов получила одна из разновидностей глинита – метакаолин. Метакаолин представляет собой продукт термической обработки мономинеральных с высоким содержанием минерала каолинита каолиновых глин. В состав качественных сортов метакаолина входят 50–55% SiO_2 и 40–45% Al_2O_3 . 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 пущцоланическую активность при удельной поверхности 12 $\text{m}^2/\text{г}$, а высокую активность он приобретает при удельной поверхности 30 $\text{m}^2/\text{г}$. Однако широкому производству и применению метакаолина препятствует ограниченность месторождений и запасов каолиновых глин во многих странах. Этим обстоятельством объясняется проведение в последнее десятилетие в ряде стран исследований пущцоланической активности прокаленных глинистых минералов помимо каолинита и возможности получения пущцолановых добавок из глинистого сырья с различным содержанием каолинита или полным его отсутствием.

Согласно проводившимся в 1940-х годах исследованиям пущцоланической активности распространенных на территории СССР месторождений 207 разновидностей глин, только 11% глин оказались непригодными для получения продукта с достаточной пущцоланической активностью. Сегодня целесообразным представляется возобновление в нашей стране исследований и разработок в этом направлении для создания научной базы организации производства пущцолановых 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 %: SiO_2 –61,65; Al_2O_3 - 27,88; Fe_2O_3 – 0,85; TiO_2 – 0,18; MgO – 0,11; P_2O_5 - 0,2; Na_2O -0,3; п.п.п. – 8,78.) Чанлибельского месторождения Азербайджана, метакаолин (химический состав в %: SiO_2 – 51,4; Al_2O_3 - 42; Fe_2O_3 – 0,8; п.п.п. - 1., удельная поверхность – 1200 $\text{m}^2/\text{кг}$, пущцоланическая активность в мг: $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -1000/г) по ТУ572901-001-65767184-2010, портландцемент СЕМ I-52,5 (химический состав в %: CaO – 62; SiO_2 – 20,5; Al_2O_3 – 5,0; Fe_2O_3 – 4,5; SO_3 – 3.) цементного завода Нолсим.

Прокаливание вторичных кварцитов производилось при 400, 700 и 800⁰C 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 85⁰C.

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 500⁰C, повышают прочность на 3,1–20,0%, прокаленной при 700⁰C - на 20,2–55,6%, а прокаленной при 800⁰C - 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 метакаолина обеспечивают 10–15% прокаленной при 700⁰C ПТВК (рис 1).

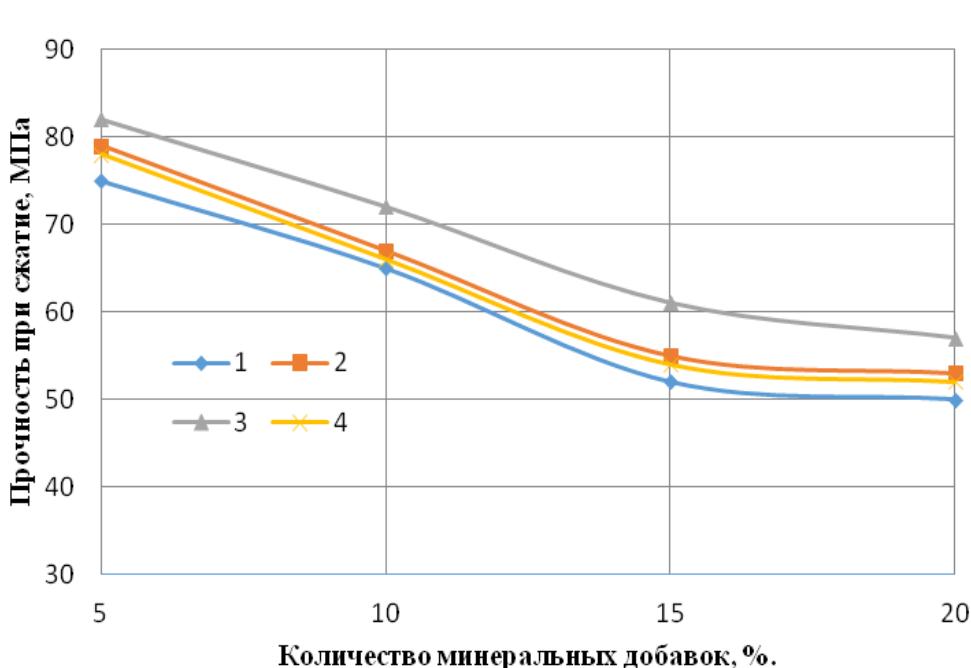


Рис. 1. Кинетика прочности цементного камня с минеральной добавкой

1- метакаолин прокаленой при 700⁰C, 2-ПТВК прокаленой при 500⁰C, 3-ПТВК прокаленой при 700⁰C, 4-ПТВК прокаленой при 800⁰C

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 растворных смесей и кинетику твердения растворов. Подвижность растворных смесей определялась конусами Хегерманна. Замещение портландцемента на ПВТК снижает подвижность растворных 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 метакаолина 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 Ca(OH)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 метакаолин, обусловлены преимущественно пуццолановым взаимодействием метакаолина с Ca(OH)₂ с образованием C-S-H и других продуктов, а также влиянием метакаолина на степень гидратации цемента.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ $\text{SnO}_2\text{-Ag}$

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 $\text{SnO}_2\text{-Ag}$. В качестве взрываемого токопроводящего материала была использована фольга серебра массой 250 мг, на поверхность которой в область взрыва помещалась навеска порошка SnO_2 массой 50 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца ~ 100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи $\sim 5,5$ ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности $\sim 12,5$ МПа, остаточное давление газа в рабочей камере ~ 100 Па; температура плазмы на срезе сопла $\sim 10^4$ 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) пластиночек, 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. Микроэлектронограмма 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 микроэлектронограмм осуществляли путем определения фазовой принадлежности по отдельности каждого из пяти ближайших дифракционных колец.

Индицирование микроэлектронограммы выявило рефлексы следующих фаз: SnO_2 , Ag_3Sn , $\text{Cu}_{10}\text{Sn}_3$, Cu_3Sn , Cu_6Sn_5 , Ag_4Sn 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 SnO_2 , изображение которых приведено на рис. 1, г, имеют круглую форму; размер частиц изменяется в пределах от 15 нм до 40 нм. Частицы соединений Ag_3Sn , Ag_4Sn и Cu_6Sn_5 , изображение которых приведено на рис. 1, а-в, соответственно, являются сравнительно более крупными (20-50 нм) и часто формируют области размерами (80-120) нм.

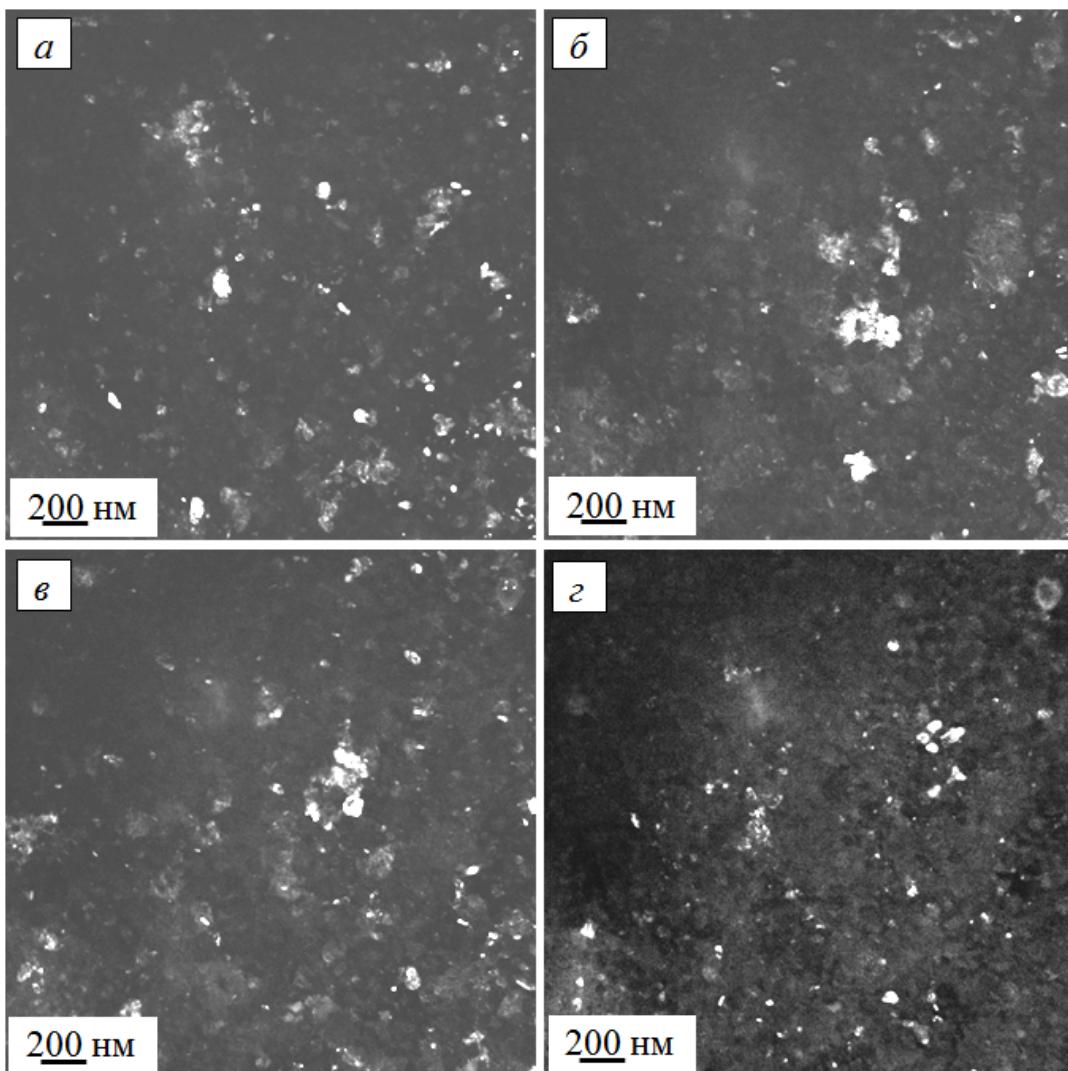


Рисунок 1- Электронно-микроскопические темнопольные изображения участка покрытия системы $\text{SnO}_2\text{-Ag}$. Темные поля получены в рефлексах [004] Ag_3Sn ; [100] Ag_4Sn ; [002] Cu_6Sn_5 ; [110] SnO_2

Заключение

Методами электронной дифракционной микроскопии проведены исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктурой и морфологии фаз покрытия, сформированного на поверхности образцов меди электровзрывным методом. Выявлено образование многоэлементного многофазного покрытия, имеющего нанокристаллическую структуру. Путем индицирования микроэлектронограмм 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, прилегающей к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхностного слоя образца при электровзрывном способе формировании 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., Громув В.Е.

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

Электровзрывным методом на инструментальной штамповой стали X12МФ и 5ХНМ сформирован модифицированный слой. Выполнены физико-механические (определенны 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 X12МФ в \approx 4 раза; износостойкость стали 5ХНМ увеличилась в \approx 1,2 раза, а стали X12МФ в \approx 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 X12МФ – наличие частиц второй фазы, вносимых в материал при электровзрывном легировании.

Результаты исследования твердости и модуля Юнга модифицированного слоя стали 5ХНМ и X12МФ приведены на рис. 1. Исследование твердости модифицированного слоя стали осуществляли вдоль прямых, проведенных параллельно поверхности модификации 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 X12МФ в исходном состоянии, и, во-вторых, высокий уровень неоднородности модифицированного слоя по твердости, что особенно характерно для слоя, расположенного вблизи поверхности модификации (рис. 1, кривые 1 и 3). Данные замечания можно высказать и в отношении величины модуля Юнга.

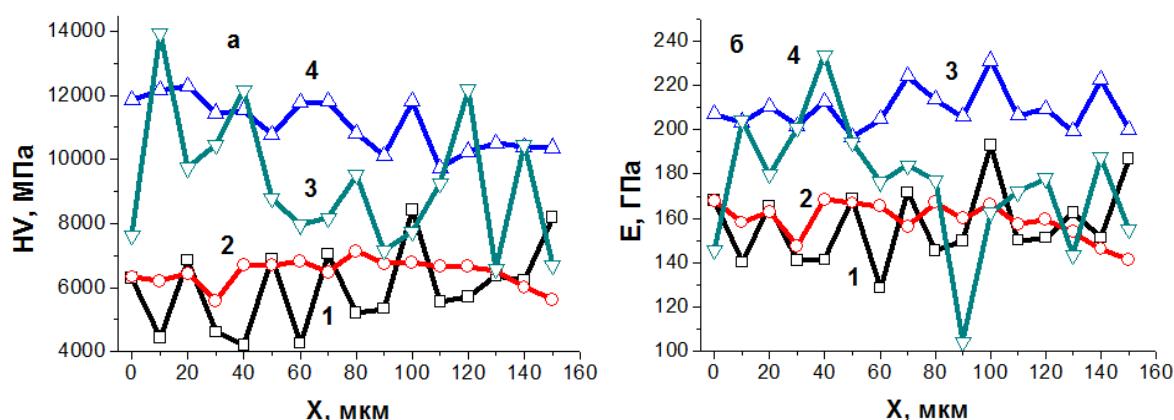


Рисунок 1- Изменение твердости (а) и модуля Юнга (б) модифицированного слоя стали 5ХНМ (кривые 1 и 2) и стали X12МФ (кривые 3 и 4) в слое, расположенном на расстоянии 14 мкм от поверхности модификации

В табл. 1 приведены результаты трибологических испытаний стали 5ХНМ, модифицированной электровзрывным методом. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что модификация стали 5ХНМ способствует снижению в \approx 1,2 раза коэффициента износа (увеличение износостойкости) и увеличению (в \approx 1,25 раза) коэффициента трения. В стали X12МФ выявляется снижение в \approx 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 ₃ C 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 окружные 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, защищенный 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 микрометров будет осуществляться в условиях импульсного переплавления поверхности тартановых 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, ввиду 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 нержавеющими сталью 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 – объёмно-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 высокозэнергетической 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 наплавок 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 О, С, 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 имплантатов 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 расплавившегося

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 избегать 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 низкомодульного 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. – Р. 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. – Р. 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. – Р. 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, Konovalov 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 nanodimentional 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, CISPLtd., Cambridge, 2016. – 156 p.
- [2] E.A. Shur, Failure of Rails, Intext, Moscow, 2012. – 230 p.
- [3] V.E. Gromov, A.B. Yur'ev, 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. Aksanova, 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
ksv@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 твёрдость 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 C; 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 с^{-1} ; длительность импульса пучка электронов 150 мкс; плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см²; 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 · 10⁻³ 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. 1c) толщиной (20 – 25) мкм, промежуточного слоя толщиной (50 – 55) мкм (слой 2 на рис. 1c) и основного объема материала (слой 3 на рис. 1c). В поверхностном слое идентифицируется подслой, примыкающий к поверхности облучения, характеризующийся наличием микропор (слой 1.1 на рис. 1c).

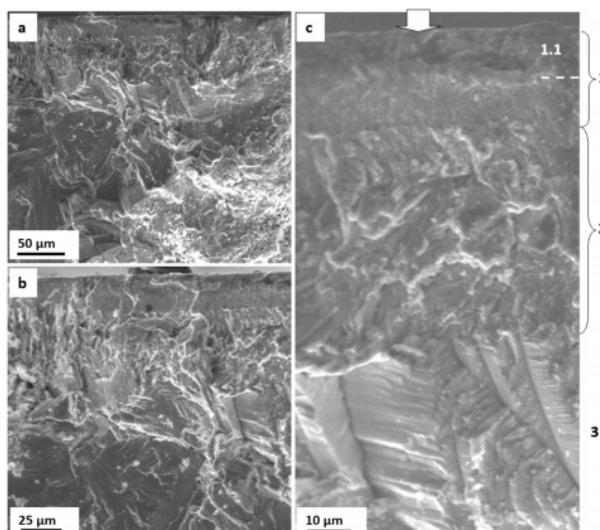


Рисунок 1 - Структура поверхности разрушения образца, подвергнутого облучению интенсивным электронным пучком и разрушенного при усталостном нагружении. На (с) стрелкой указана поверхность облучения.

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 твёрдости 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 потери 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 далеком 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.

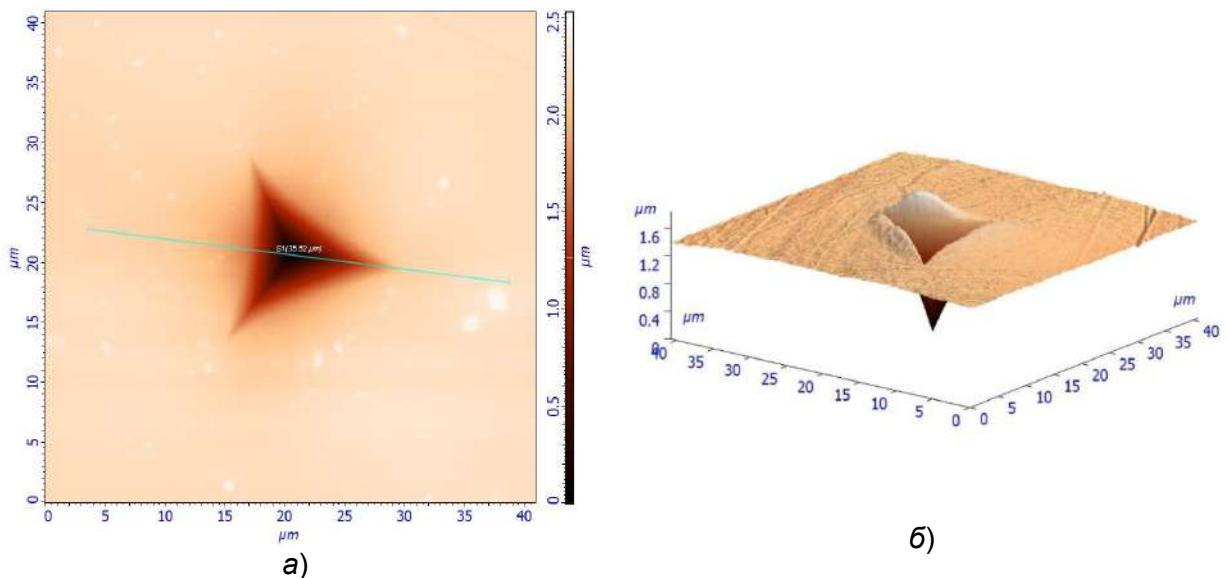


Рисунок 1 - Плоское и объемное изображение отпечатков на поверхности монокристаллических образцов: а) $Ti_{50}Fe_{50}$, б) $Ti_{49}Ni_{51}$.

Величина твердости Н 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 Н (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].

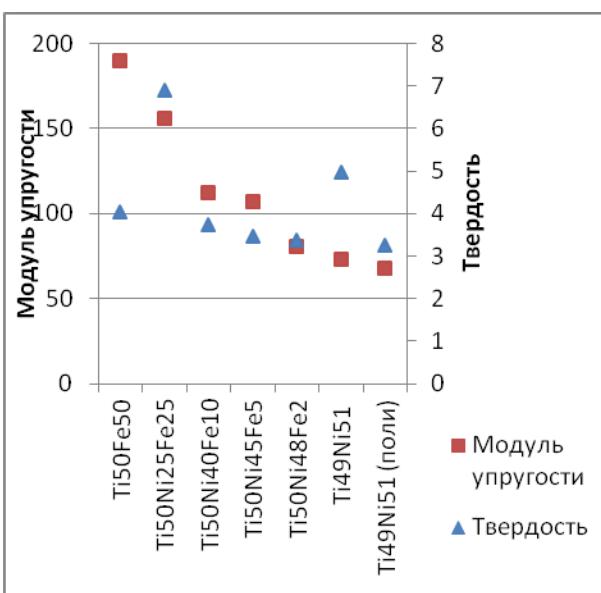


Рисунок 2- Модуль упругости и твердость исследованных сплавов

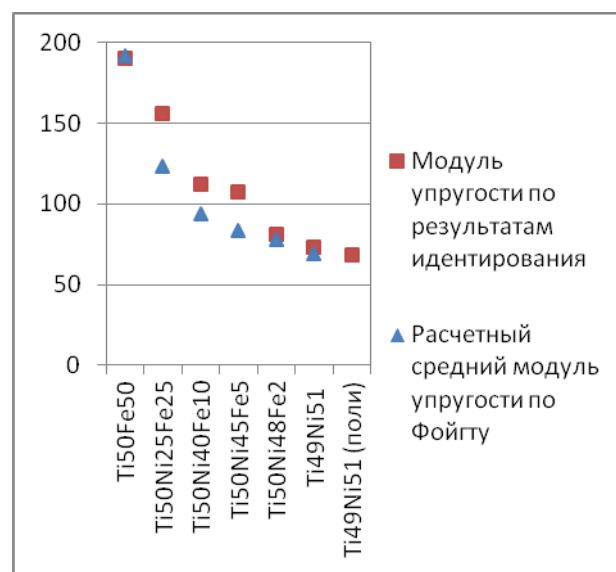


Рисунок 3- Модуль упругости сплавов по результатам индентирования и расчета по Фойгту

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. Пушин, 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., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Особые упругие свойства B2-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

¹*ГБОУ 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*

²*Федеральное 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@ispmms.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, распространяющихся 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→B19' и B2→R→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., Кузнецова 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/T	Мода УЗВ	ω	ω , ГПа [4, 8]	$d\omega/d\sigma_p$	$d\omega/d\rho$	$1+2\omega/3B+(d\omega/d\rho)_{\rho=0}$ [9, 10]
L	[100][100]	c_{11}	162, 5	0,032	5,20	$-\frac{1}{3B}(c_{111} + 2c_{112})$
T	[100] $\forall \perp N$	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	$-\frac{1}{3B}\left(\frac{1}{2}c_{111} + 2c_{112} + c_{144} + 2c_{166} + \frac{1}{2}c_{123}\right)$
T	[110][110]	C'	17,2	-0,020	-0,34	$-\frac{1}{3B}\left(\frac{1}{2}c_{111} - \frac{1}{2}c_{123}\right)$

Здесь, L – продольные моды колебаний, T – 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 переопределённой (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 (B2) решётки // Физ. метал. и металловедение. – 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 решёткой // 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 металловедения 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 металлодеды 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.

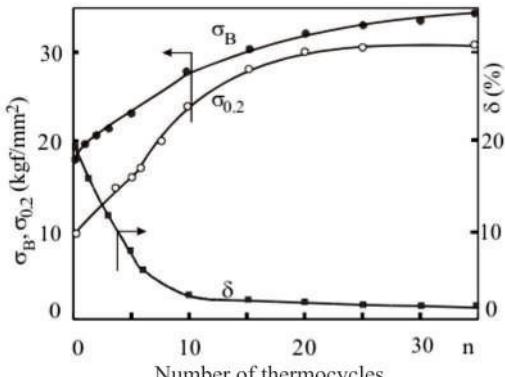
Полиморфизм (от греческого *polymorphos* – многообразный) весьма и весьма широкое научное понятие, символизирующее основополагающие явления в различных областях науки: биологии, минералогии, МиТОМ, металлофизике и др.

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 ($250 \leftrightarrow 20^\circ\text{C}$) 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 наклена очень сильное и управляемое упрочнение [2, 3].



Изменение механических свойств отожженного палладия при ВФН.

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 ($T > (0,2\text{--}0,45)T_{\text{пл.}}$) диффузионные ИВФ-превращения. Такие превращения происходят в многокомпонентных сплавах (интерметаллидах), атомы-компоненты которых обладают различным средством 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 ($T < (0,2\text{--}0,45)T_{\text{пл.}}$) 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 наклена, вызывающим упрочнение и изменение всех свойств материала.

- Среднетемпературные ($T \approx (0,2\text{--}0,45)T_{\text{пл.}}$) промежуточные ИВФ-превращения имеют место в многокомпонентных сплавах, атомы-компоненты которых обладают разным средством 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, аморфизацию кристаллического вещества в твердом состоянии (!) и т. д. (обзор см. в [6]).

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

В последующие годы индуцированный водородом полиморфизм, гидридные фазовые превращения, водородофазовый наклена, 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

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: Kassiopaea, 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 идеи. И в 1974 г. была образована Международная ассоциация водородной энергетики (МАВЭ, профессор Т. Nejat Veziroğlu – 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 (WHEC).

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, HyCi-Conception, HyCi-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. Всеобщая 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, К. 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 Veziroğlu. 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 ХХI века получило дальнейшее развитие в результате двух международных конференций, проведенных МАВЭ и ДонНТУ [7,8]. Именно деловая коопeração 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 : Kassiopaea, 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 May 2007. – Донецк: ДонНТУ, 2007. – 936 с.

ХИМИЧЕСКАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПРИРОДНОГО ЦЕОЛИТА НАХЧЫВАНА С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ZSM-25

Мамедова Г.А.

Научно-исследовательский Институт Природных Ресурсов, г. Нахчыван, Азербайджан, gunelmatadova@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 модификация 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 МОМ 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.

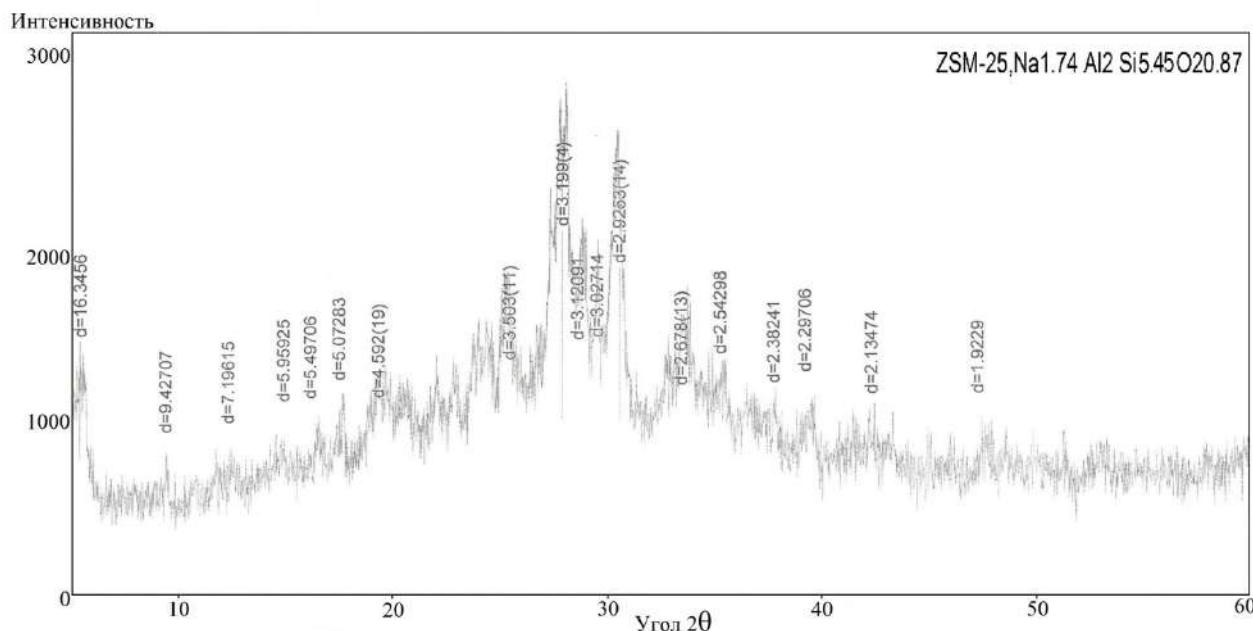


Рисунок - Дифрактограмма синтезированного цеолита ZSM-25

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 120–480⁰С. Наблюдаются два эндоэффекта: первый в интервале температур 80–150⁰С с потерей в массе 10% и связан с удалением сорбционной воды, второй – в интервале температур 380–480⁰С и убылью в массе 4%, что связано с потерей более прочно связанной кристаллизационной воды.

Экзотермический эффект при температуре 900⁰С, 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 120–480⁰С. Рентгенофазовый анализ образца после эндоэффекта показал, что структурных изменений не происходит. Дегидратированный при 120–480⁰С 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 гидротермальный 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 кристалличностью 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. Клюнтина 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., ¹Ильиненко 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 оказывать 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).

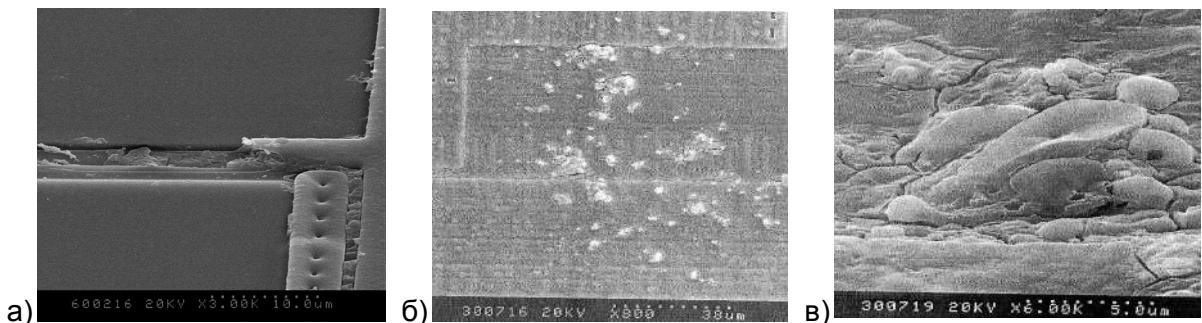
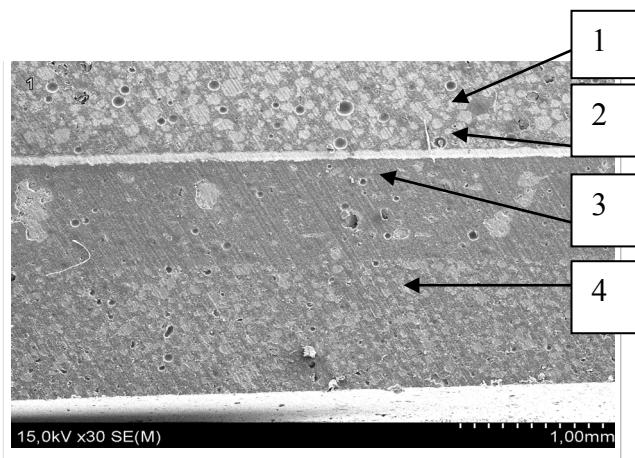


Рисунок 2- Дефекты и повреждения в микросхемах после воздействия высокоскоростным потоком микрочастиц

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.– 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 «ЦНИИчermet им. И.П.Бардина», ИКС, Москва, Россия

mishinvt@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 (t) 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].

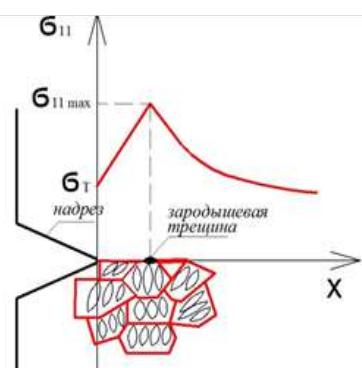


Рисунок 1- Схема, зарождения трещины на границе исходного аустенитного зерна в месте локализации максимального локального растягивающего напряжения σ_{11max} в вершине надреза в зоне стеснения деформации.

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

Результаты эксперимента

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

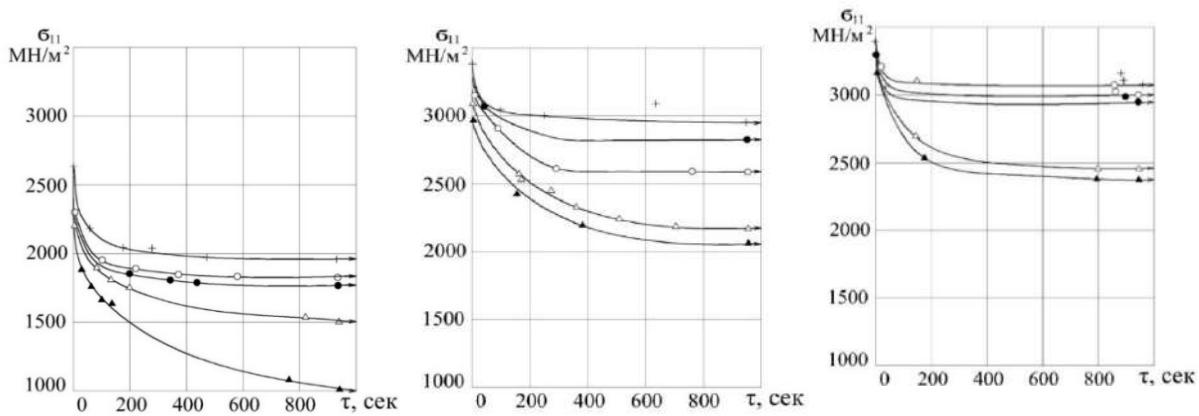


Рисунок 2 - Кривые замедленного разрушения стали 18Х2Н4ВА при различном количестве примеси фосфора: + – 0,005; ● – 0,010; ○ – 0,012; Δ – 0,028; ▲ – 0,040 ат.% Р после отдыха: а) 30 мин; б) 50 ч; в) 100 ч.

Обсуждение результатов

Уровень порогового локального растягивающего напряжения $\sigma_{11\max}$ (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 18Х2Н4ВА. В результате испытаний сосредоточенным изгибом образцов типа Шарпи из стали 18Х2Н4ВА на замедленное разрушение по методике изложенной в [1] были определены пороговые значения $\sigma_{11\max}$ после различного времени отдыха для сталей с различным содержанием фосфора в стали (рис.3).

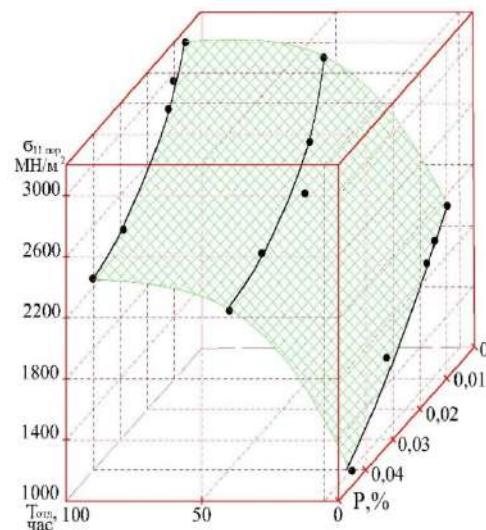


Рисунок 3 - Разделение влияния атомного содержания примеси фосфора ($P, \%$) в стали и времени отдыха после закалки (T_{omd}) на величину порогового локального напряжения стали 18Х2Н4ВА.

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 18Х2Н4ВА. 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, являлось важным определить содержание фосфора непосредственно на границах зерен, что было реализовано с помощью метода ОЖЕ-спектрометрии. Уровни остаточных внутренних микронапряжений в зоне зарождения микротрешины 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).

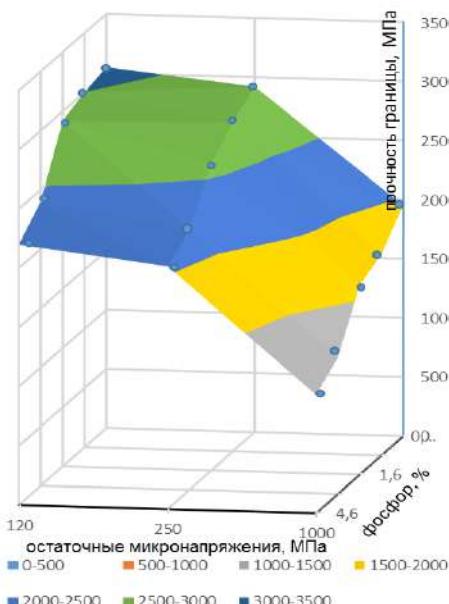


Рисунок 4 - Зависимости локальной прочности границ зёрен от атомной концентрация фосфора и уровня остаточных микронапряжений на границе зерна стали 18Х2Н4ВА.

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 сокращении времени отдыха стали после закалки (рис.4). В результате, сопротивление замедленному разрушению снижается. Для сравнения, путем активного разрушения определили локальную прочность тела зерен стали 18Х2Н4ВА 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. Sarraf V.I., Mishin V.M. Delayed failure of steels // Materials Science. -1992. -V. 28, № 5. -P. 419-420.
4. Mishin V.M., Sarraf 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., Sarraf 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 объемно-армированного УУКМ

Армирующими элементами заготовок УУКМ являлись углеродные стержни, полученные продольным сложением трёх жгутов углеродной конструкционной нити из поликарбонитрила 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 °C из-за использования металлической оснастки. Для прекурсора углеродной матрицы - каменноугольных пеков (кривая 2) и углеродных волокон (кривая 3) на основе поликарбонитрила при объемном 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°C.

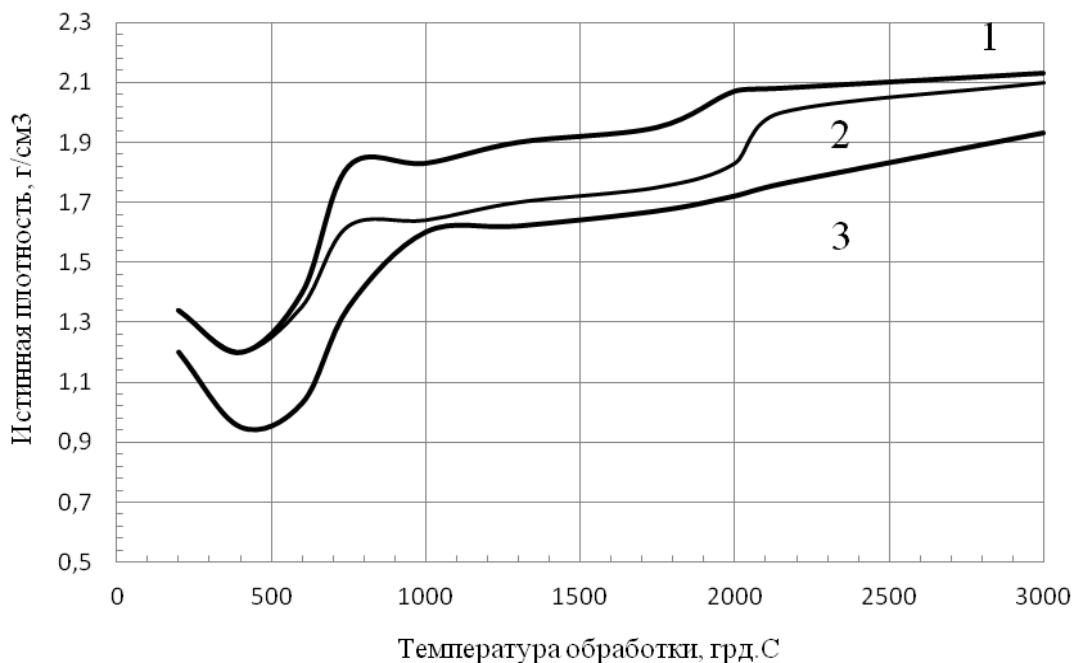


Рисунок 2 - Зависимость истинной плотности углеродных материалов от температуры обработки. 1 – кокс каменноугольного пека (изостатическая технология); 2 – кокс каменноугольного пека (технология при атмосферном давлении); 3 – углеродное волокно из поликарбонитрила

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 поликарбонитрила

Характеристики УУКМ	Температура обработки, °С				
	1300	2200	2300	2600	2800
Кажущаяся плотность, г/см³	1,62	1,91	1,92	1,91	1,92
Истинная плотность, г/см³	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 $\sim 1,9 \text{ г/см}^3$ доля исходного каркаса армирования $\sim 0,6 \text{ г/см}^3$, доля углеродной матрицы за счёт ряда процессов пропитки пеком и последующей карбонизации при атмосферном давлении $\sim 0,40 \text{ г/см}^3$ (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 $\sim 0,15 \text{ г/см}^3$.

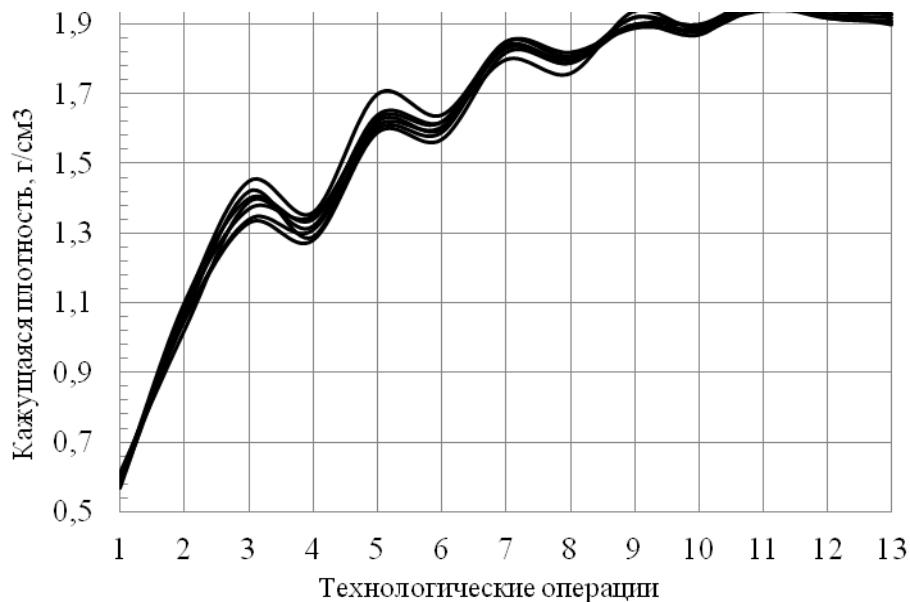


Рисунок 3 - Зависимость увеличения кажущейся плотности заготовок по завершении отдельных технологических операций:

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 ~ 0.16 растут по экспоненциальному закону. Далее «связность» армирующих элементов, видимо, скачкообразно повышается в области остаточной пористости от 0,16 до 0,14.

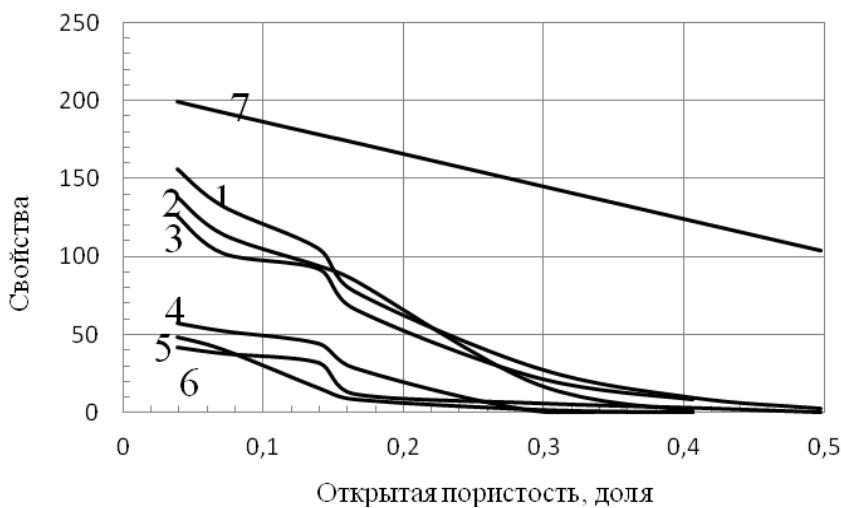


Рисунок 4 - Формирование уровня физико-механических свойств четырёхмерно армированного УУКМ в процессе формирования углеродной матрицы методом изостатической карбонизации. 1 – прочность при сжатии, МПа; 2 – прочность при растяжении, МПа; 3 – прочность при изгибе, МПа; 4 – модуль упругости при растяжении, ГПа; 5 – модуль упругости при изгибе, ГПа; 6 – модуль упругости при сжатии, ГПа; 7 – кажущаяся плотность, $[100 \times y]$ 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 $\sim 2200^{\circ}\text{C}$ 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. Монография «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**

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

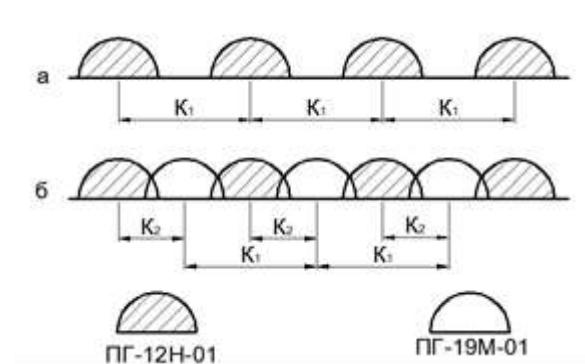


Рисунок 1- Схема наплавки мультимодального покрытия:
а - первый этап; б - второй этап



Рисунок 2- Поперечное сечение мультимодального полосчатого покрытия x50

Покрытия наносились на технологическом комплексе на базе СО₂-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 подслой из этого материала.

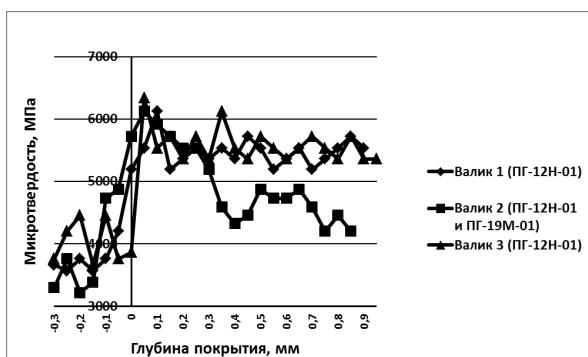


Рисунок 3- Распределение микротвердости по глубине в однослойном мультиформальном покрытии

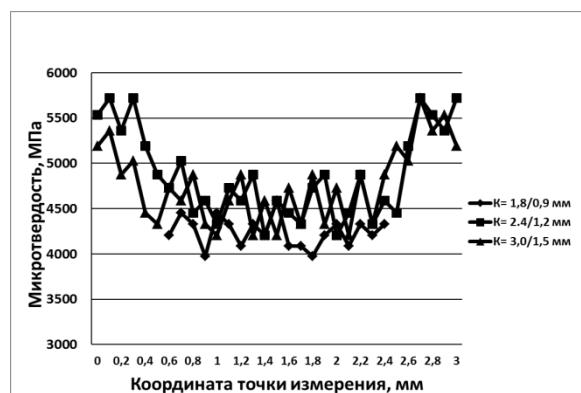


Рисунок 4- Распределение микротвердости в продольном направлении параллельно основе в однослойных мультиформальных покрытиях

Из рис. 3 видно, что на границе основы и покрытия происходит резкий рост микротвердости, что говорит о том, что, несмотря на металлографическую 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 K_1/K_2 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 K_1 и K_2 , 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%);
- CTD (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 Epoch 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 Р-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 редукционные коэффициенты $K_{\text{вт}}$ 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 $K_{\text{вт}+}$) и сжатие (K_{t-} и $K_{\text{вт}-}$) 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:

- Carbidic 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 Беларусь, г. Витебск, mtk_vit@mail.ru

Физико-технический институт НАН Беларусь, 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, кристаллических и аморфных фаз) и структур (нанокристаллических зерен), наблюдается при механическом легировании (МЛ) металлических порошков [6]. При МЛ, которое осуществляют в аттороторах, 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 избегать 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-индукционных 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 $\dot{\varepsilon}=d\varepsilon/dt$) для разных металлов были оценены на основе теории Герцевского удара [13, 14]; показано, что для Al, Fe и Ni скорость деформации $\dot{\varepsilon}$ при ударах во время МЛ весьма велика – до $10^3\text{-}10^4 \text{ с}^{-1}$, 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 $E_b = 0.2\text{-}0.5 \text{ эВ}$ для атомов внедрения и $E_b = 0.05\text{-}0.1 \text{ эВ}$ 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 ($100\text{-}300 \text{ }^\circ\text{C}$) 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 $\sim 1\text{-}100 \text{ мкм}$) 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 вышесказанного 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 nanoструктура (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 взрастают, 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 вакансационному 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 C. 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 / T.K.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, miltan@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.

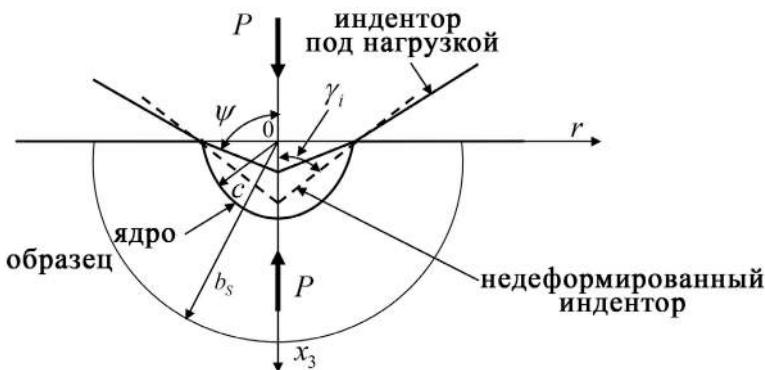


Рисунок 1- Схема взаимодействия индентора и образца под нагрузкой P в сферической системе координат $0r\theta\varphi$,
 $HM = P/\left(\pi c^2\right)$ [4].

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

$$\left\{ z = ctg\gamma_i - \frac{2HM \cdot (1 - \nu_i^2)}{E_i}, \right. \quad (1a)$$

$$\left. (1 - \theta\sigma_s) \cdot (x^3 - \alpha) = \frac{\beta}{\sigma_s} z, \right. \quad (1b)$$

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

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 , 2γ – 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 С – важнейшая 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	5,33
	Cu	0,486	130	3,74	0,13	0,98	4,47
ОЦК металлы	Fe	1,512	211	3,02	0,50	0,95	3,29
	W (001)	4,32	420	2,73	1,58	0,92	2,80
ГПУ металлы	Ti	1,1124	120	2,93	0,38	0,95	3,09
	Mg	0,324	44,7	2,94	0,11	0,95	3,3
Интерметаллиды	$Al_{66}Mn_{11}Ti_{23}$	2,2032	168	2,42	0,91	0,87	2,42
	Al_3Ti	5,3352	156	1,67	3,19	0,76	1,65
АМС	$Fe_{40}Ni_{38}Mo_4B_{18}$	7,992	152	1,25	6,39	0,62	1,34
Квазикристалл	$Al_{70}Pd_{20}Mn_{10}$	7,56	200	1,55	4,88	0,71	1,55
Тугоплавкие материалы	WC (0001)	18,036	700	1,89	9,56	0,81	1,84
	NbC (100)	25,92	550	1,22	21,26	0,54	1,32
	ZrC (100)	23,76	410	1,06	22,48	0,46	1,22
Ковалентные кристаллы	Ge (111)	7,776	130	1,1	7,06	0,49	1,24
	Si (111)	11,34	160	0,96	11,84	0,42	1,16

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 индентора Виккерса δ_H может быть рассчитана по уравнению:

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

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 С:

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

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

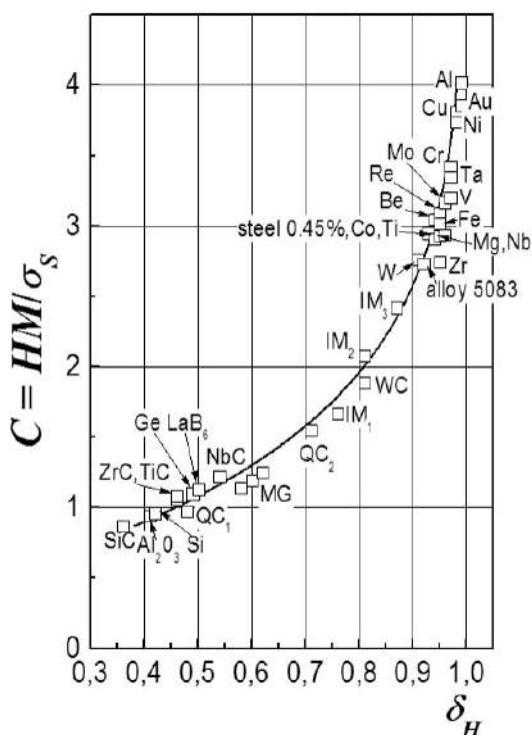


Рисунок 2 - Соотношение между параметром Тэйбора $C=HM/\sigma_s$ и характеристикой пластичности δ_H .
Кривая построена по уравнению (5)
при $z = 0,38$ и $\nu = 0,27$ [4].

Упрощенная методика определения предела текучести и пластичности.

Характеристику пластичности δ_H рассчитывают по (3). Параметр Тэйбора С 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/crust7030087 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 Беларусь»

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 °C. 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.

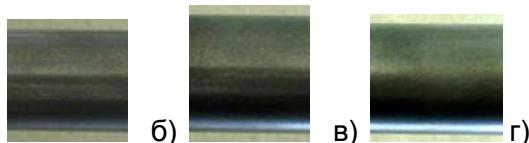
Исследования макро-микроструктуры проводились на образцах, подвергнутых магнитно-импульсной обработке поверхности:

- 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. х 4 кДж), № 4 (3 имп. х 6 кДж), № 5 (3 имп. х 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)



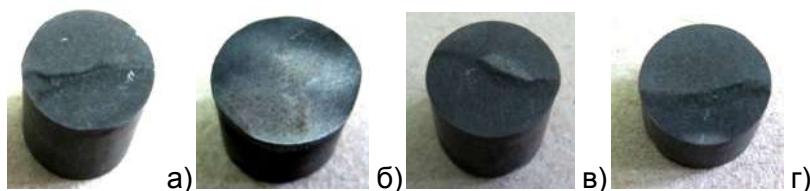
а) общий вид; б) промежуточная зона нагрева; в) основная зона нагрева;
г) на расстоянии 20 мм от заглушки

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

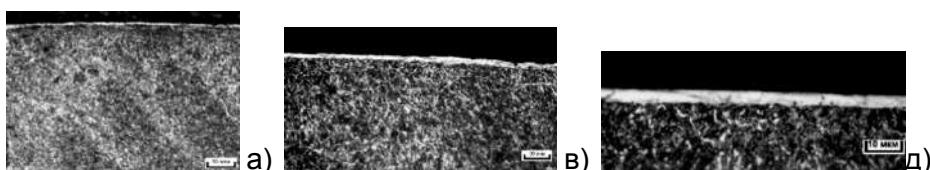
Рисунок 2 – Макроструктура титановых образцов после магнитно-импульсной обработки

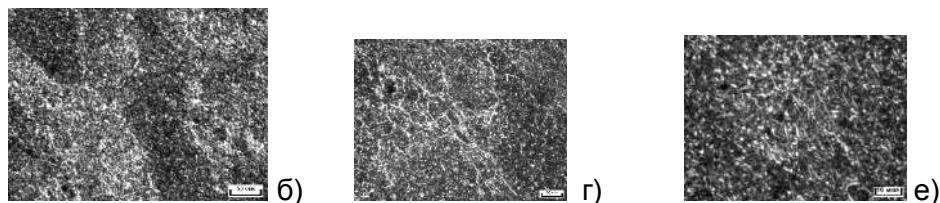
Определено, что балл макроструктуры составляет:

- 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.

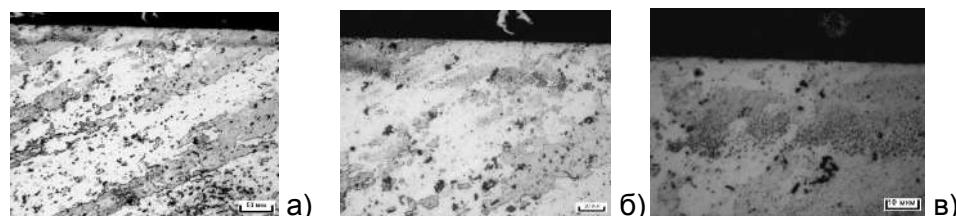




а, б) x100; в, г) x200; д, е) x500

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 энергетики 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 энергетики. 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, Ø0,5 мм. Эксперименты по исследованию формоизменения, вызванного односторонним проникновением водорода, проводили на образцах в виде палладиевых пластин, размерами 60×5.5×0,27 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 видеoreгистрацию процесса изгиба консольно 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 взаимоусловленная, синергетическая перестройка водородной подсистемы и металлической матрицы. Атомные перестройки 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 Ме–Н 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 Ме–Н.

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 мембранных технологий 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., Zhirov 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., Zhirov G. I. Hydride transformations: nature, kinetics, morphology // Progress in Hydrogen Treatment of Materials / [editor V. A. Goltsov]. – Donetsk–Coral Gables: Kassiopaea 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.: Металлургия, 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 °C. 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 – $\text{Cr}_{\text{тв.р}}$ ».

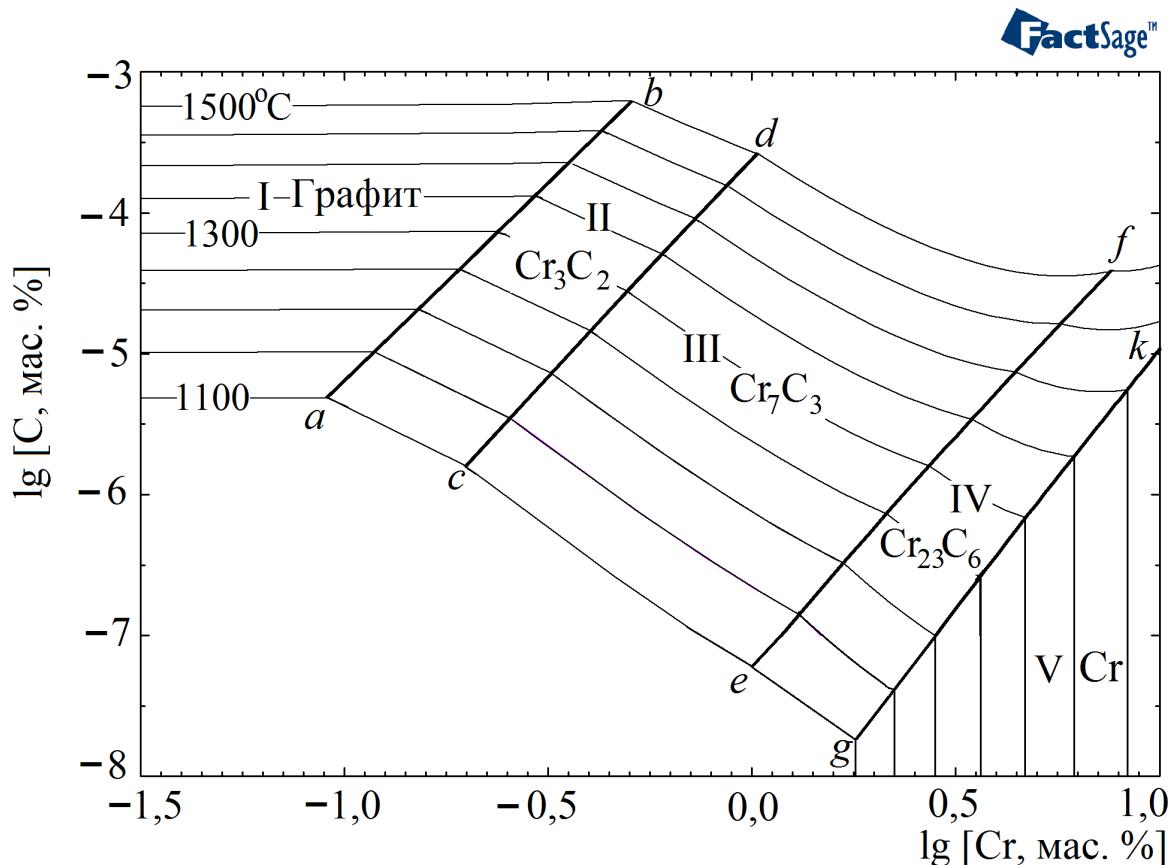


Рисунок 1- Результаты моделирования фазовых равновесий в системе Cu–Cr–C
для интервала температур 1100–1500 °C

Следует отметить, что карбиды хрома имеют достаточно высокие температуры плавления: Cr_{23}C_6 имеет инконгруэнтный характер плавления, температура плавления составляет $1576\text{ }^{\circ}\text{C}$; Cr_7C_3 плавится конгруэнтно, температура плавления составляет $1766\text{ }^{\circ}\text{C}$; Cr_3C_2 имеет инконгруэнтный характер плавления, температура плавления составляет $1811\text{ }^{\circ}\text{C}$.

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 алюндом тигле при температуре $1400\pm20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Затем на зеркало металла высыпался графитовый порошок (с размерами частиц порядка 300 мкм), после чего давалась выдержка при температуре $1400\pm20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 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 , CO_2) 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 $\text{Cr}/\text{C} = 1,447 \div 1,729$; 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 $\text{Cr}/\text{C} = 2,528 \div 2,838$; что соответствует карбиду хрома Cr_7C_3 . Размер упрочняющих частиц в основном составляет 5–10 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 Си–Cr–С, 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 Си–Cr–С / 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% H_2O , 21% HF и 7% HCl. Об изменение пластичности судили по изменению микротвердости в зерне и эвтектике в зависимости от расстояния от напыленного слоя. Измерения микротвердости проводились с помощью микротвердомера HVS-1000A, по методу Виккерса.

Известно, что характеристика пластичности, определенная методом микроиндицирования 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.

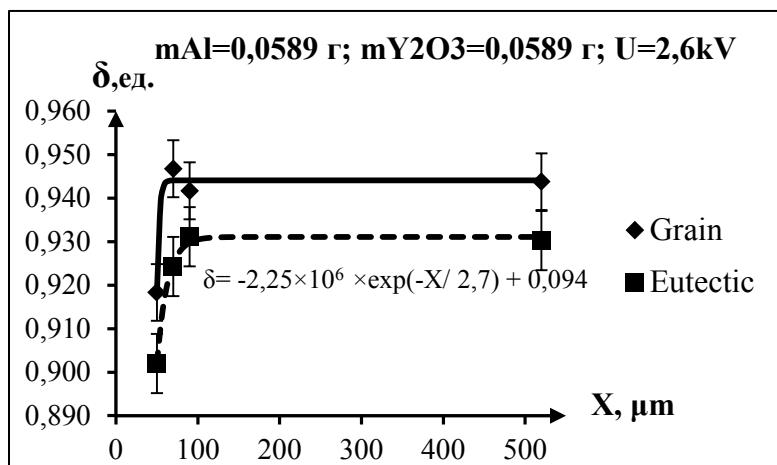


Рисунок 1 - График зависимости δ в зернах и эвтектике образцов силумина, подвергнутого электровзрывному легированию системе Al-Y₂O₃ m_{Y2O3}=0,0589 г; U=2,6 кВ

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

¹ ФГУП «ЦНИИчертмет 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, ruzurev@bsu.by

Одним из способов осаждения нанопленок 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 пленок в вакууме лазерное излучение не вносит дополнительных примесей в осаждаемое покрытие. Кроме того, лазерно-плазменный метод позволяет легко автоматизировать процесс нанесения пленок.

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 плазмодинамических процессов. Настоящая работа посвящена получению из лазерной плазмы потока ионов, энергию которых легко регулировать, изменяя скорость ионов с помощью электрического поля и осаждению металлоуглеродных 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 полувысоте $t=20$ 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 оказаться 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 летят слой более тяжелых ионов. При достижении подложки эти слои взаимодействуют друг с другом, формируя сложную электродинамическую картину. Управление процессом нанесения нанопокрытий 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.

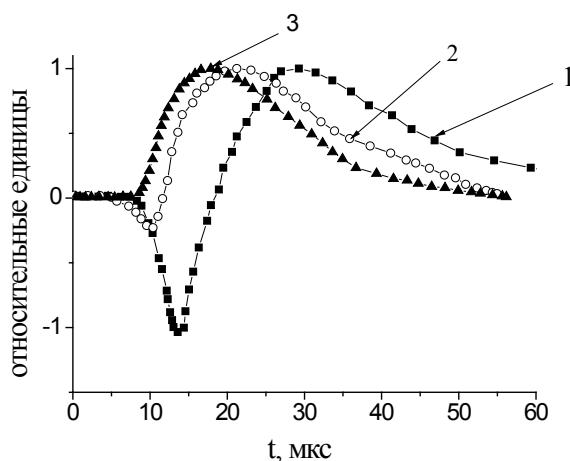


Рисунок 1 - Зависимость интенсивности ионной компоненты эрозионного лазерного факела графитовой мишени на подложке для различных отрицательных потенциалов сетки по отношению к мишени: 1 – 0 В; 2 – 0,5 В; 3 – 2 В.

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%).

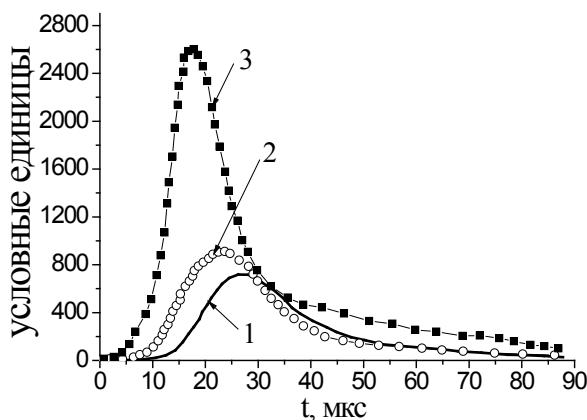


Рисунок 2- Зависимость во времени тока ионной компоненты углеродной лазерной плазмы на подложке при различных положительных потенциалах сетки по отношению к подложке: 1 – 30 В; 2 – 50 В; 3 – 400 В. На управляющей сетке отрицательный потенциал по отношению к мишени 2,0 В.

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 псевододиффузные 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.

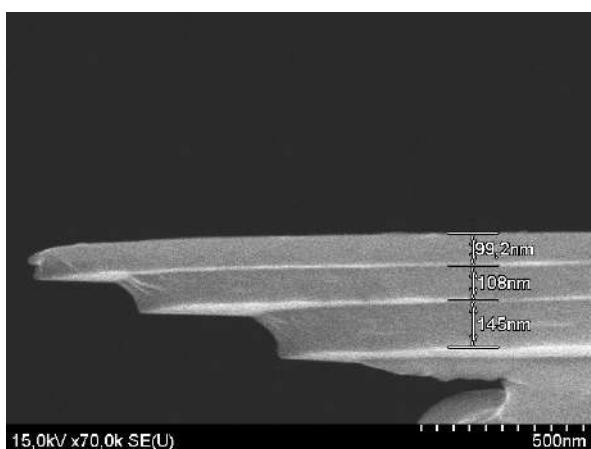


Рисунок 3 - Многослойное углеродо-алюминиевое покрытие, осажденное на кремниевую подложку (светлые полосы - алюминий)

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 наноплёнок различных материалов на подложки из различных материалов с достаточно простой автоматизацией процесса нанесения.

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

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО ТИПА ГРАНИЦ НАКЛОНА НА ПОДВИЖНОСТЬ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ РЁБЕР В ЦИНКЕ

В.Г. Сурсаева

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка,
Московская область, 142432, Россия
E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

Cahn 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 зернограницых рёбер первого рода с криволинейными границами [2]. Получены первые экспериментальные значения подвижности и энталпии активации движения зернограницых систем с рёбрами [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 рёбра 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 рёбрами первого рода, мы поставили цель сравнить влияние кристаллографического типа границ наклона на кинетические свойства таких зернограницых систем с рёбрами.

Материал и методика эксперимента

Экспериментальная методика изготовления бикристаллов с рёбрами 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 **Ошибка! Закладка не определена.** оси были перпендикулярны поверхности бикристаллов. Криволинейные части границы стыкуются и образуют ребро. Форма мигрирующей зернограницей 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 зернограницей 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 зернограницей системы границы наклона $[10\bar{1}0]$ с ребром, а на Рис.3б представлена температурная зависимость подвижности для зернограницей системы границы наклона $[11\bar{2}0]$ с ребром.

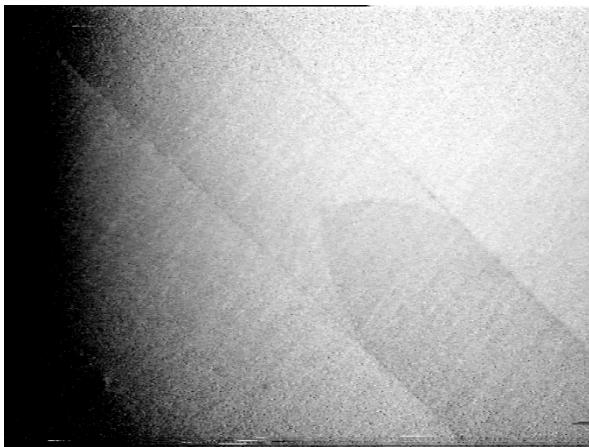


Рисунок 1а - $T=380\text{C}$. Граница зерна в форме полупетли с ребром в вершине в бикристалле с осью выхода нормали к поверхности $[10\bar{1}0]$ _б. Ширина зерна 600мкм

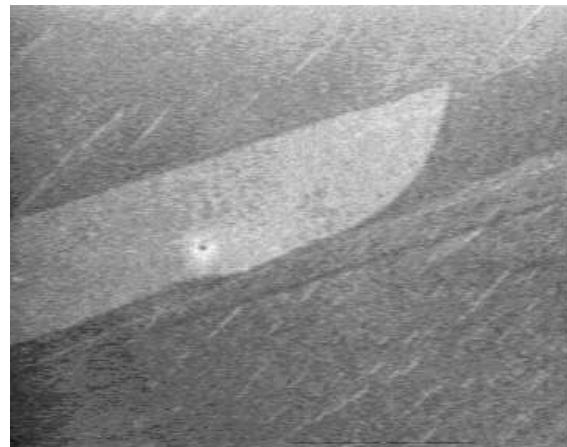


Рисунок 1б - $T=370\text{C}$ Граница зерна в форме полупетли с ребром в вершине в бикристалле с осью выхода нормали к поверхности $[11\bar{2}0]$. Ширина зерна 600мкм

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 $340\text{-}410\text{C}$, подвижность меняется в интервале $2,92 \cdot 10^{-11} - 1,42 \cdot 10^{-8} \text{ м}^2/\text{сек}$. Ребро симметричное. Угол в вершине ребра составляет $85^\circ \div 95^\circ$. Движение активационное с энталпийей активации нереально высокой 4 эВ, что заставляет усомниться в трактовке результатов. Поэтому экспериментальные результаты для расчета подвижности были обсчитаны в рамках разработанной нами теории [2] с учётом влияния ребра. Полученное значение энталпии активации 1 эВ. Параметр торможения ребром A_r равен 1.11 в температурном интервале $330\text{-}410^\circ\text{C}$. Торможение ребром довольно сильное и не изменяется с ростом температуры.

Зернограничная система в форме полупетли из специальной границы наклона $[11\bar{2}0]$ _с с углом разориентации 84° и $\Sigma=11$ демонстрирует движение в температурном интервале $360\text{-}400\text{C}$, подвижность петли меняется в интервале $1,44 \cdot 10^{-10} - 5,92 \cdot 10^{-10} \text{ м}^2/\text{сек}$. Ребро несимметричное. Угол в вершине ребра увеличивается с ростом температуры от 75° до 90° . При температуре $360\text{-}380^\circ$ значение угла не меняется, выше 385° резко возрастает до 90° . Движение ниже 385C безактивационное с энталпийей активации $H = 0$ эВ, выше 385C движение активационное с энталпийей активации $H = 1.5$ эВ. Так как граница движется безактивационно, то можно предположить, что $H = 1.5$ эВ это энталпия активации движения ребра. Значение параметра торможения ребром A_r составляет 5 в температурном интервале $360\text{-}380^\circ\text{C}$, в температурном интервале $380\text{-}400\text{C}$ значение A_r изменяется от 5 до 100. Торможение ребром уменьшается с повышением температуры.

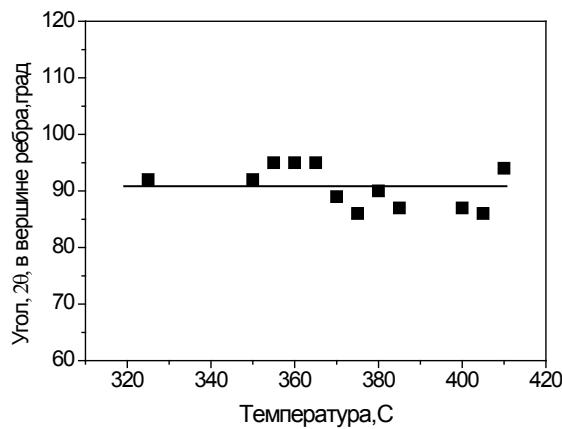


Рисунок 2а - Температурная зависимость угла между касательными в вершине ребра на границе наклона $[10\bar{1}0]$

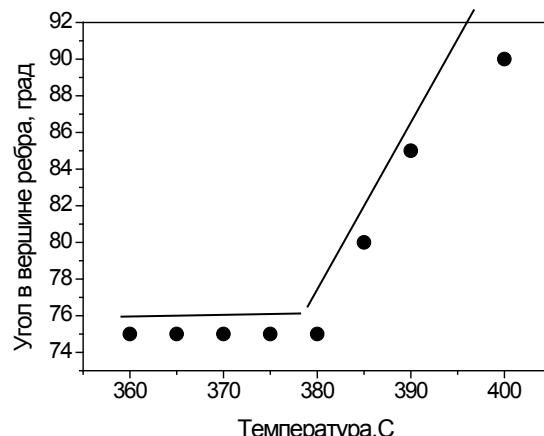


Рисунок 2б - Температурная зависимость угла между касательными в вершине ребра на границе наклона $[11\bar{2}0]$

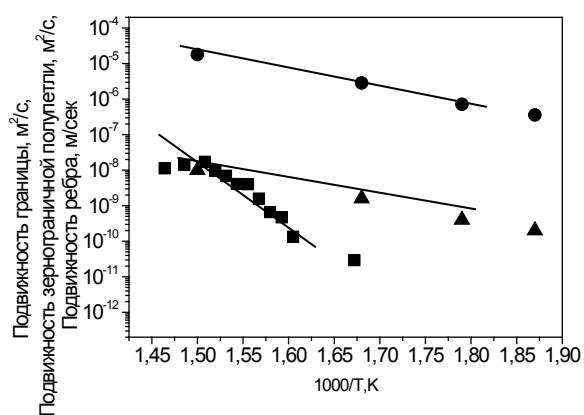


Рисунок 3а - Температурные зависимости подвижностей для системы границ наклона $[10\bar{1}0]$. ■ движение полупутти с ребром
● подвижность зернограницного ребра
▲ подвижность границы в независимом эксперименте

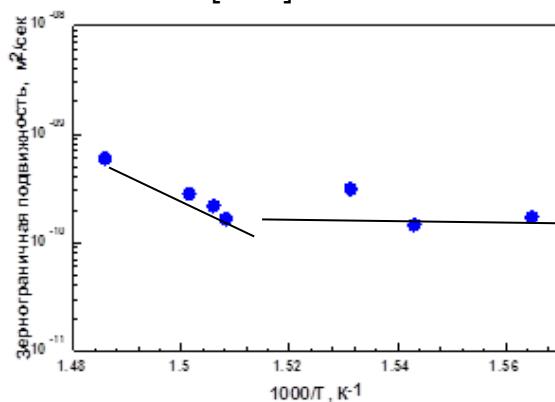


Рисунок 3б - Температурная зависимость.
● подвижности зернограницой системы в форме полупутти с ребром на границе наклона $[11\bar{2}0]$

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 Facetted 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. Швинглерман, 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 большими степенями 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 всех новых способов – винтовой ГЭ, многоугловый экструзии и т.д. – показывали, что уровень достигаемого диспергирования структуры входит в насыщение.

Упомянутый выше доклад, содержавший 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).

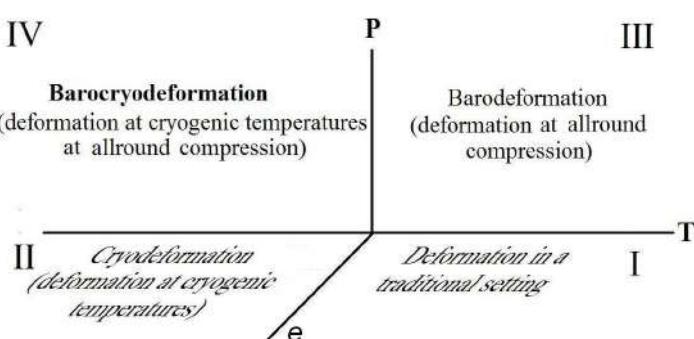


Рисунок 1 - Четыре континента "Мира деформирования" металлов. T – температура, при которой проводится деформирование, e – степень деформации, P - уровень всестороннего сжатия деформируемого объекта [1].

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 пластиически 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 места. 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 РЕ16, 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 микровкраеплений, 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 противодавления.

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 противодавления). 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 СР4 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 Al₂O₃ с объемной концентрацией Al₂O₃ 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 Al₂O₃ 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-Кутта с автоматическим выбором шага.

В случае, когда замена осуществляется объёмными долями, масса материала, вводимого в поток, уменьшается, так как плотность основного компонента (самофлюсирующийся 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 объемного 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.

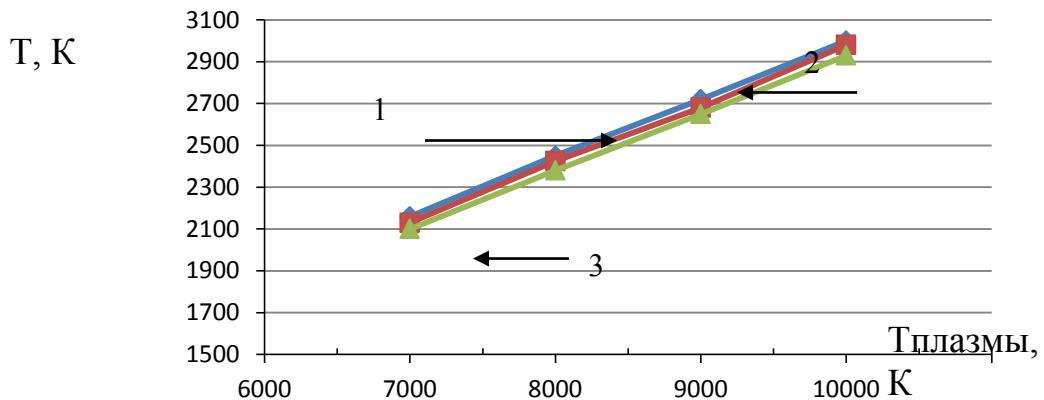


Рисунок 1 – Влияние температуры плазмы на выходе из плазмотрона на температуру частиц Al_2O_3 в момент их соприкосновения с поверхностью образца для различного объемного содержания керамики в смеси: 1 – 5% керамики, 2 – 25% керамики, 3 – 50% керамики; диаметр частиц – 100 мкм.

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.

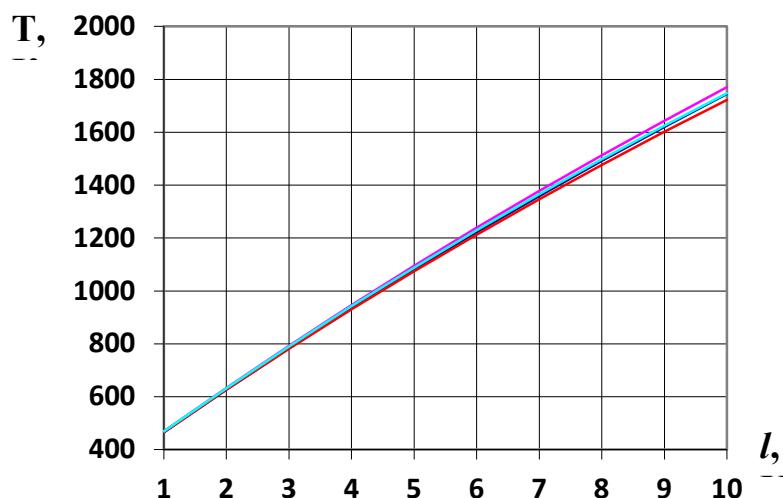


Рисунок 2 – Расчетное изменение температуры составляющих смеси от момента ввода в плазму до соприкосновения с подложкой для частиц размером 100 мкм и температуры плазмы 6500 К.

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 М0б

**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_1f@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 М0б 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 600⁰С в течение 2 часов. Деформационную обработку образцов осуществляли РКУП при комнатной температуре по двум схемам представленным на рис.1 а, б.

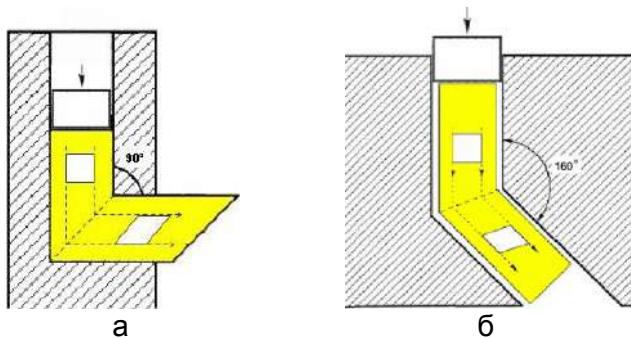


Рисунок 1- Схемы деформационной обработки заготовок методом РКУП с разными углами пересечения каналов ϕ (а – $\phi=90^\circ$, б – $\phi=160^\circ$)

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 180⁰. 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 180⁰. 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 дюрометрических (твердомер Виккерса 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.

В результате проведенных исследований влияния различных схем РКУП на физико-механические свойства меди и деформационную пористость определен характер упрочнения меди с ростом степени деформации после разных схем РКУП (рис.2). Необходимо отметить, что твердость интенсивно повышается в пределах деформации до $\Sigma e \sim 2$, а далее меняется незначительно. Одной из причин такого поведения прочностных свойств может быть дефектная структура материала (микропоры, микротрещины), которая образуется в процессе интенсивной пластической деформации.

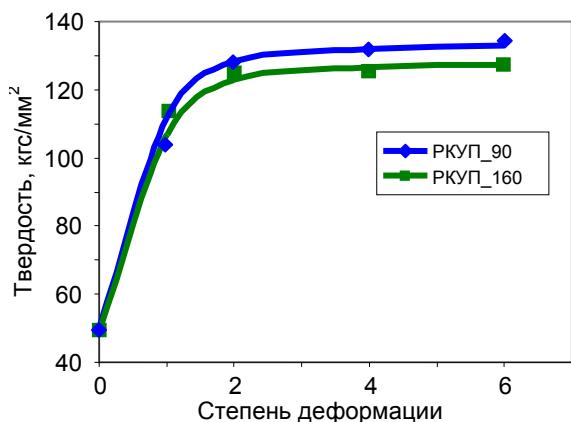


Рисунок 2 - Изменение твердости меди при разных режимах РКУП.

Поэтому детально были изучены закономерности развития микронесплошностей в меди с увеличением степени накопленной деформации для вышеуказанных схем РКУП.

На рис.3 представлен график зависимости деформационного разуплотнения от степени деформации.

Установлено, что при деформации РКУП с большой суммарной степенью, но в дробном режиме ($e < 1$), деформационная пористость меди меньше по сравнению с традиционным РКУП, где $e \geq 1$, при небольшой разнице в твердости.

Рентгеноструктурные исследования тонкой структуры показали, что в данном случае, при больших накопленных

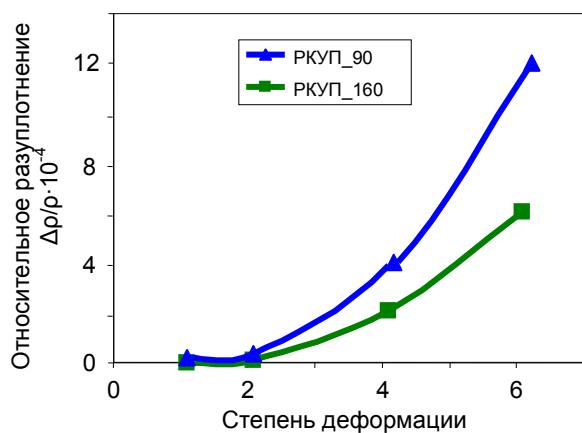


Рисунок 3 - Величина относительного разуплотнения материала при разных режимах РКУП.

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.

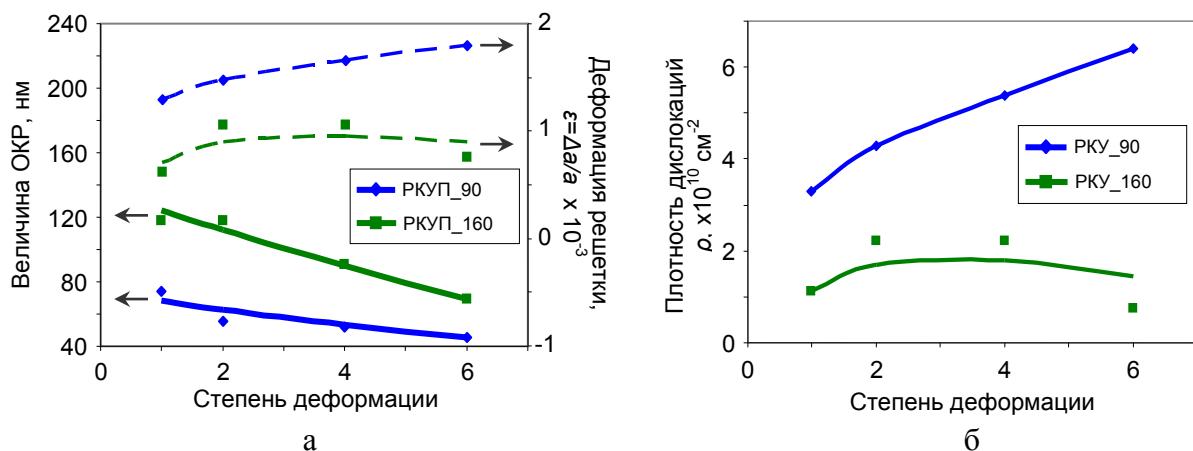


Рисунок 4 - Данные рентгеноструктурного анализа для меди, деформированной РКУП при разных режимах.

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

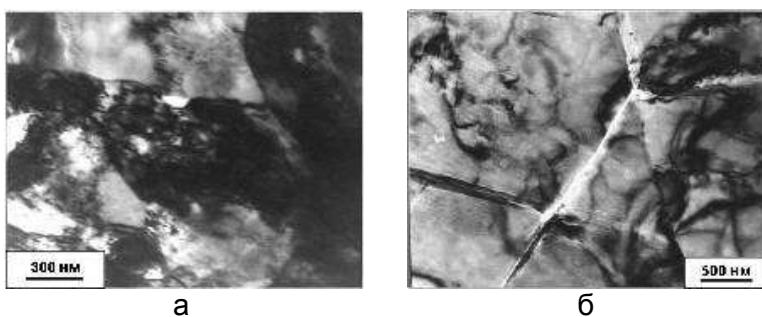


Рисунок 5 - ПЭМ изображения формирования при РКУП микропор (а) и микротрецин (б).

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 $\Sigma e = 6$ 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 ($e < 1$).

Литература

- Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 376 с.
- Матросов Н.И., Сенникова Л.Ф., Павловская Е.А. и др. Субмикрокристаллическая 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 Беларусь, 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 масленой 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 $\sigma_{\text{экв}}$, зависящего от вида напряженного состояния и определенного по одной из теорий прочности. Наиболее распространенной является теория прочности Мора, по которой $\sigma_{\text{экв}} = \sigma_1 - \nu\sigma_3$, где

$\nu = \frac{\sigma_{\text{ср}}}{\sigma_{\text{sc}}}$ - 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 $v = 1$, $\sigma_{\text{экв}} = \sqrt{p^2 + 4\tau^2}$.

Условие прочностной надежности покрытия по критерию прочности его сцепления с деталью имеет вид: $\sigma_{\text{экв}} = \frac{\sigma_{cu}}{k_3}$ или $\sigma_{\text{экв}} k_3 \leq [\sigma_{cu}]$, где σ_{cu} – 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:

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

где σ_{cu} – прочность сцепления покрытия со штоком, $\text{Н}/\text{м}^2$; 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 – грунтовка гидроцилиндра»; E_n и E_w – модули упругости материалов покрытия и штока соответственно, $\text{Н}/\text{м}^2$; Δ – диаметральный зазор между штоком и грунтовкой 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 - $1 \cdot 10^{11}$ $\text{Н}/\text{м}^2$; модулем упругости материала штока и цилиндра - $2,15 \cdot 10^{11}$ $\text{Н}/\text{м}^2$, 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 газоплазменного 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 СТРУКТРОЙ

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 °C + закалка в воде + отпуск при 350 °C + РКУП при 350 °C (маршрут Вс, n=4, φ = 120°) + дополнительный отжиг при 350 °C с выдержкой 10 мин. Сталь 45 исследовали после закалки + высокого отпуска (550 °C) и после РКУП по режиму: закалка от температуры 800 °C в воде + средний отпуск (350 °C) + РКУП при 350 °C (маршрут Вс, n=6, φ = 120°). Алюминиевый сплав АК4-1 исследовали в состоянии Т6 (закалка + старение) и после РКУП при 160 °C (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 °C + отпуск при 675 °C в течение 4 часов + РКУП при 650 °C (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 TH 300; статическое растяжение образцов со скоростью 5 мм/мин – на универсальной испытательной машине H50KT. Усталостные испытания призматических образцов толщиной 10 мм проводили при температуре 20 °C по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802 при ν=10 Гц, R=0,1 и различных значениях ΔP. 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.

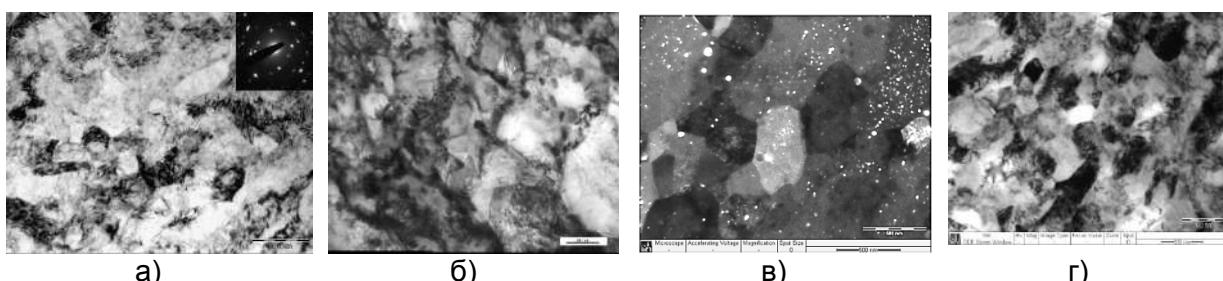


Рисунок 1 – Тонкая структура после РКУП стали 09Г2С (а), стали 45 (б), сплава АК4-1 (в) и сплава ВТ6 (г) (ПЭМ)

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.

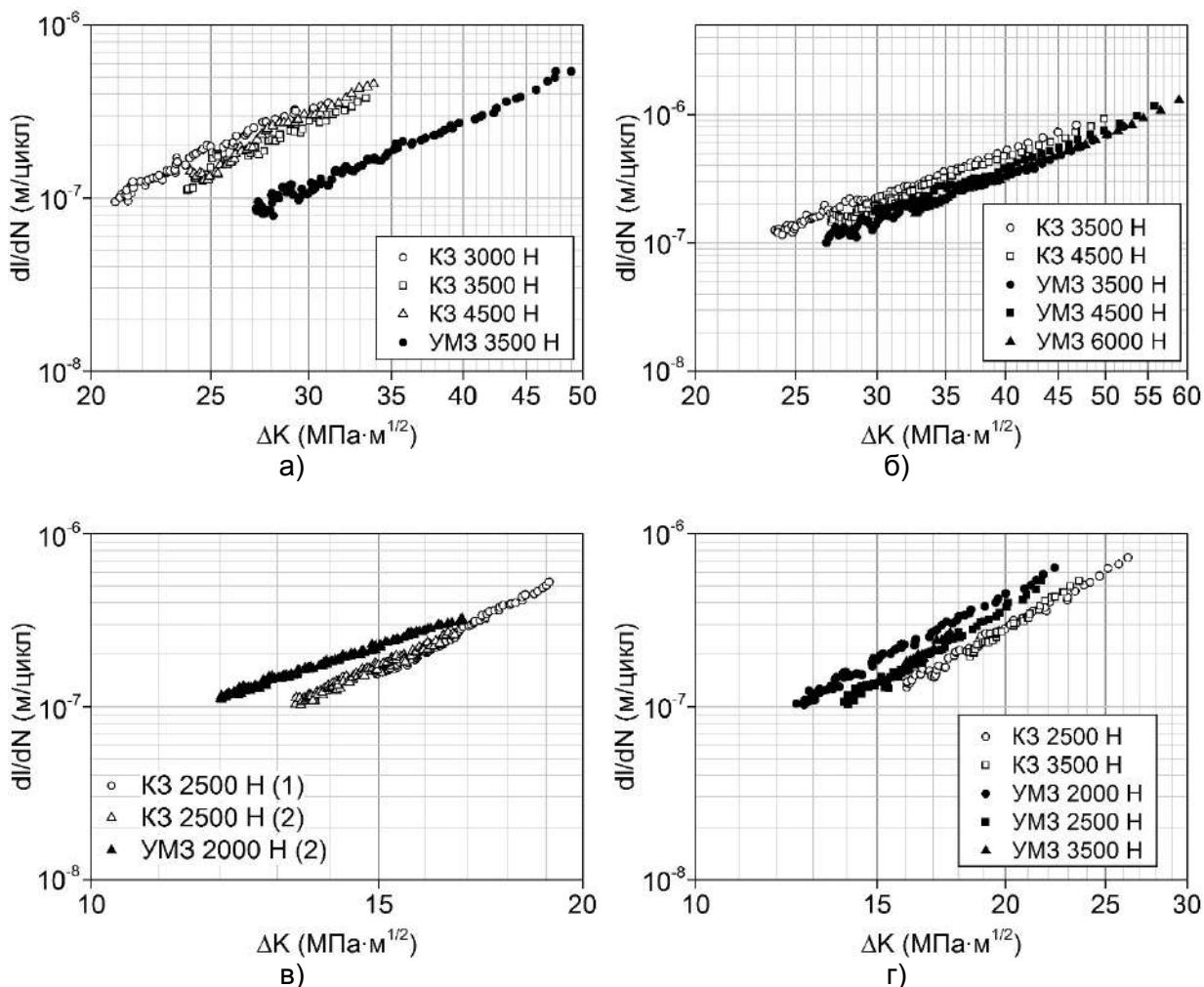


Рисунок 2 – Прямолинейные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения стали 09Г2С (а), стали 45 (б), алюминиевого сплава АК4-1 и титанового сплава ВТ6 (г) в К3 состоянии (светлые точки) и УМЗ состоянии (темные точки)

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

- При одном и том же значении ΔK скорость распространения усталостной трещины в УМЗ стальях (092С и стали 45) ниже, чем в КЗ стальях, в то время как в алюминиевом (АК4-1) и титановом (ВТ6) УМЗ сплавах выше, чем в КЗ сплавах.
- Коэффициент n в уравнении Пэриса для большинства исследуемых УМЗ материалов ниже, чем КЗ материалов. Следовательно, УМЗ материалы менее чувствительны к перегрузкам напряжения цикла.
- 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 Днепровский металлургический завод»,

г. Днепр, Украина, kraev_79@mail.ru

**Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта
им. ак. В. Лазаряна, г. Днепр, Украина, kraeva_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 требуется 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 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).

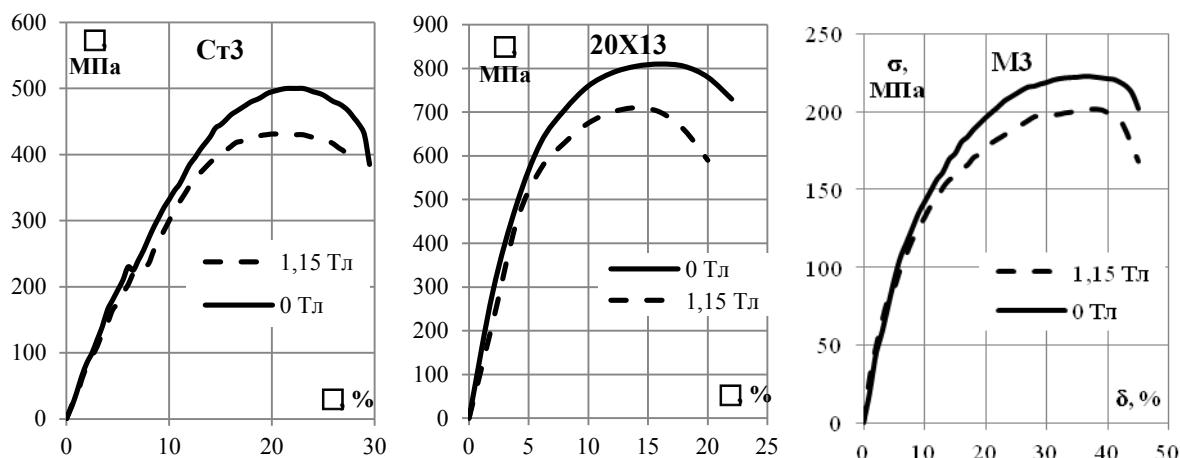


Рисунок 1 - Диаграммы испытаний на растяжение

Таблица 1 - Механические свойства металлов, полученные испытанием на растяжение

B, Тл	σ_t или $\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
сталь Ст3			
0	228±2	502±10	29±0,6
1,15	228±2	428±8	28±1,2
сталь 40Х			
0	383±8	715±15	25±0,1
1,15	298±8	680±18	25±0,4
сталь 20Х13			
0	640±13	807±19	22±0,8
1,15	480±20	717±16	20±0,5
сталь ЭП-56			
0	943±63	1170±40	13±0,9
1,15	750±60	1083±62	12±0,9
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 40Х – снижение условного предела текучести на 22 %. Для стали 20Х13 – снижение условного предела текучести на 25 % и предела ее прочности 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 20Х13 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.

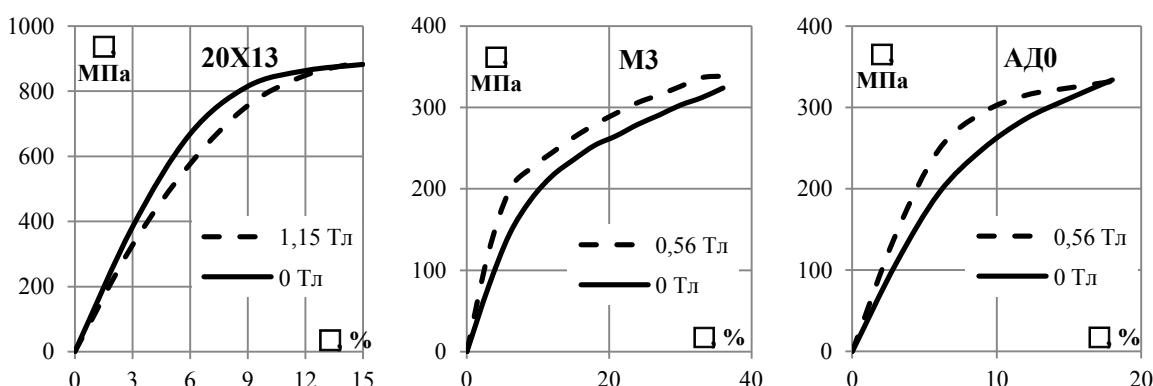


Рисунок 2 - Диаграммы испытаний на сжатие

Таблица 2 - Значения коэффициентов упрочнения металлов

Материал	Вид деформации	$B = 0 \text{ Тл}$		$B = 1,15 \text{ или } 0,56 \text{ Тл}$	
		K, МПа	n	K, МПа	n
Ст3	растяжение	1157	0,53	850	0,43
40Х	растяжение	2119	0,58	2045	0,61
20Х13	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 прочности 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, 40Х, 20Х13, ЭП-56) при растяжении интенсивность упрочнения в МП либо снижается (Ст3), либо остается неизменной (40Х, 20Х13, ЭП-56). При сжатии же сталей 20Х13 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 процессам ковки 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 обзора [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 усилия 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 Matlab 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.

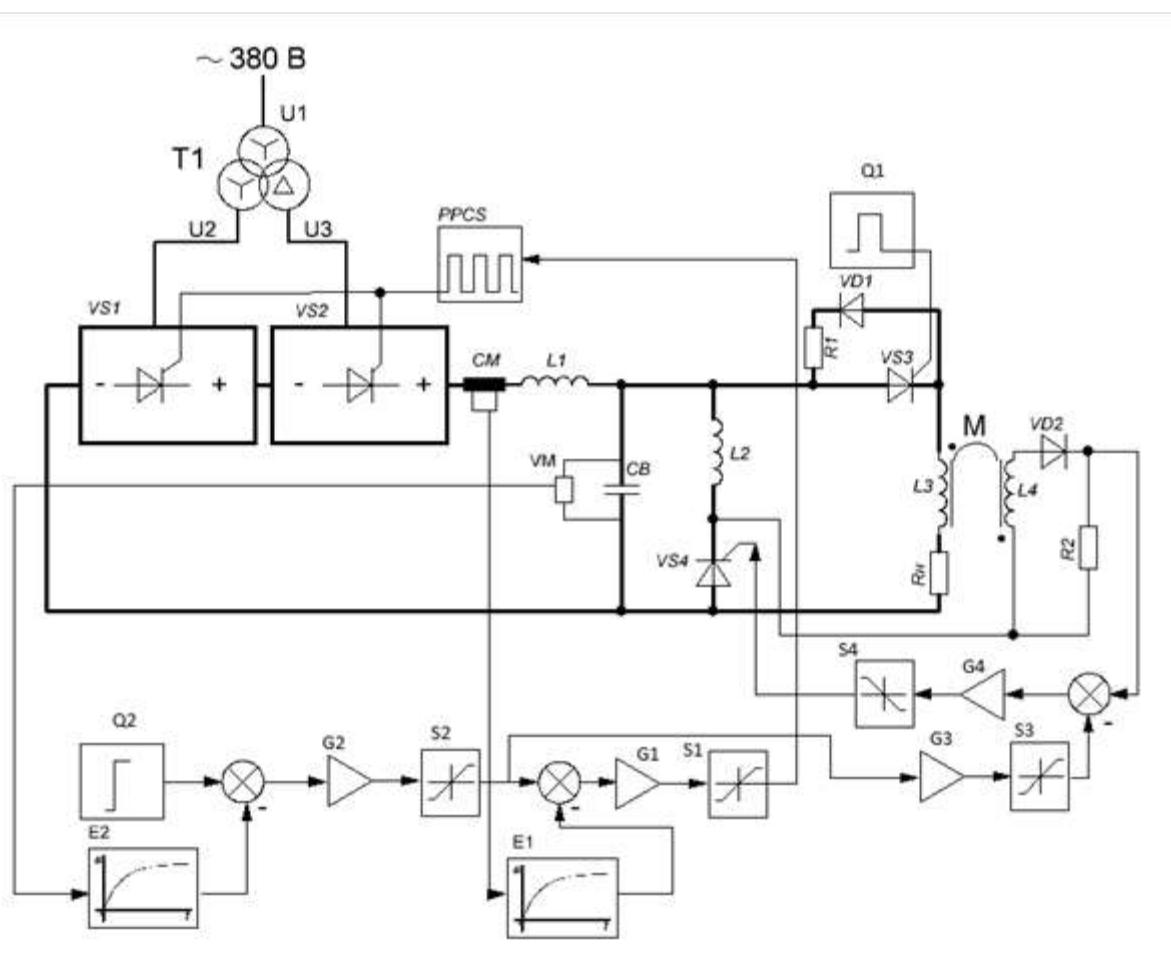


Рисунок 1 - Блок-схема генератора мощных токовых импульсов

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. Ruszkiewicz, 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. Guillou, // 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 барьераов – 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, наблюдавшихся 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.

На рис. 1 в, г приведены зависимости плотности ГНД от степени деформации для двух температур испытания. Плотность ГНД выше в сплаве с мелким размером зерна. Анализ зависимостей для размера зерна 10

мкм (рис. 1 в) 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 $\varepsilon_{\text{ист}}$. При малом размере зерна плотность ρ_G продолжает

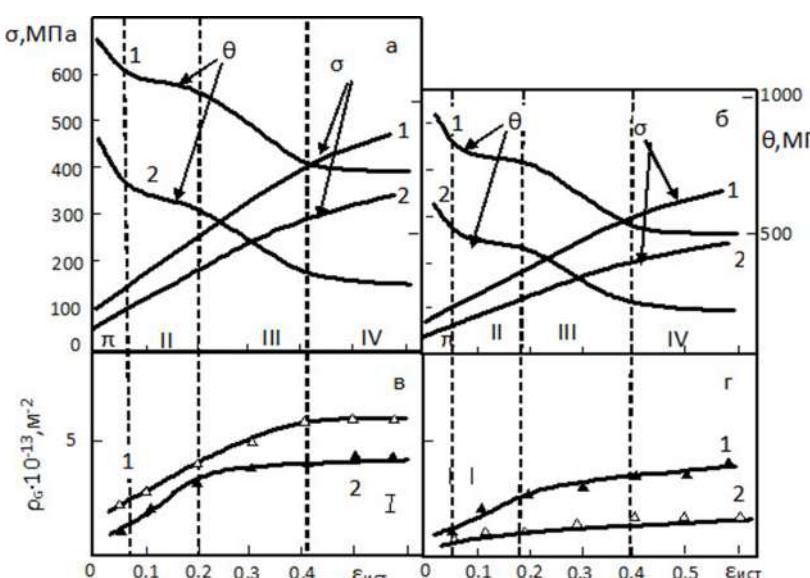


Рисунок 1 - Зависимости напряжения течения (σ), коэффициента деформационного упрочнения (θ) (а, б) и плотности ГНД ρ_G (в, г) от степени деформации ($\varepsilon_{\text{ист}}$) в сплаве Cu+0.4ат.% Mn, деформированном при температурах испытания:

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

мкм (рис. 1 в) показывает, что интенсивное накопление 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 $\varepsilon_{\text{ист}}$. При малом размере зерна плотность ρ_G продолжает

увеличиваться с ростом $\varepsilon_{\text{ист}}$. 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 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.

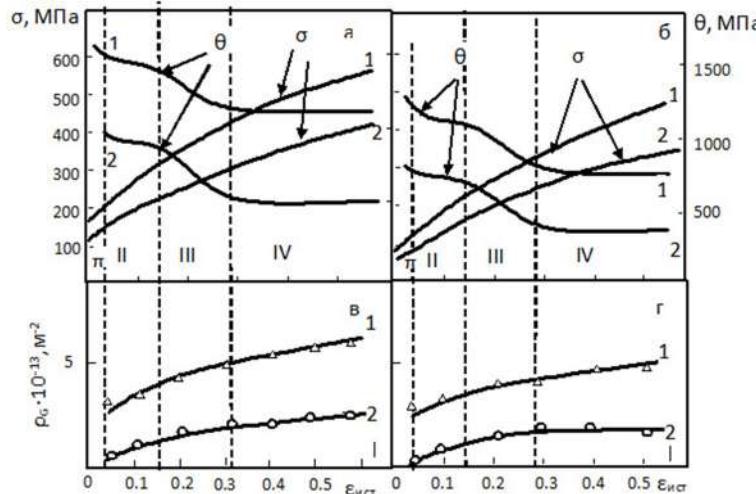


Рисунок 2 - Зависимости напряжения течения (σ), коэффициента деформационного упрочнения (θ) (а, б) и ρ_G (в, г) от степени деформации ($\varepsilon_{\text{ист}}$) в сплаве Cu+19ат.% Mn: 1 – $T = 293$ К; 2 – $T = 673$ К. Пунктирными линиями и римскими цифрами указаны стадии пластической деформации. Размер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

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. Потекаева. – Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Козлов Э.В. – Томск: Изд-во НТЛ, – 2015. – 344 с.
3. Ashby M.F. //Phil. Mag. – 1970. – V.21. – №170. – Р. 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. – Р. 4037-4054.
7. Gao H., Hung Y.//Scr. Mat. – 2003. – V.48. – Р.113-118.
8. Pantleon W. //Scr. Mat. – 2008. – V. 58. – Р. 994-997.
9. Kundu A., Field D.P. // Mat. Sci. A. – 2016. – V. A 667. – Р. 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., Юруть Е.Л.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларусь,
г. Минск, Беларусь, levancev@mail.ru

Введение. Повышение конкурентоспособности продукции машиностроительного комплекса Республики Беларусь невозможно без высокоеффективного 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, аллитирование и т.п.), формирование внешних защитных органических и неорганических покрытий [1, 7, 8]. Однако, использование термодиффузионных покрытий, ионного имплантации, 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 Беларусь. 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 Беларусь собственного централизованного производства противопригарных покрытий.

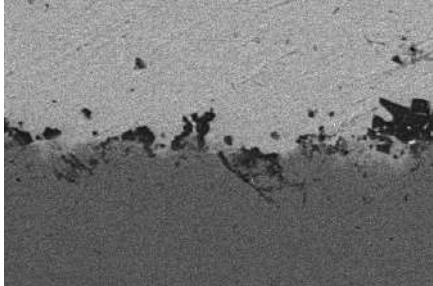
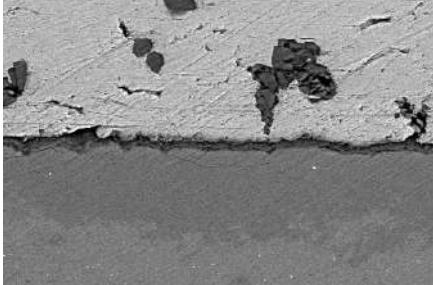
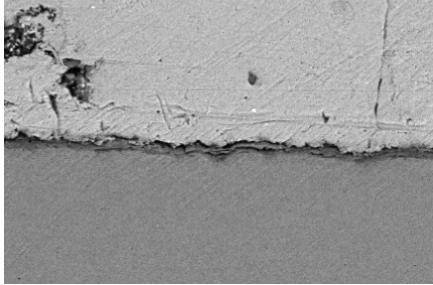
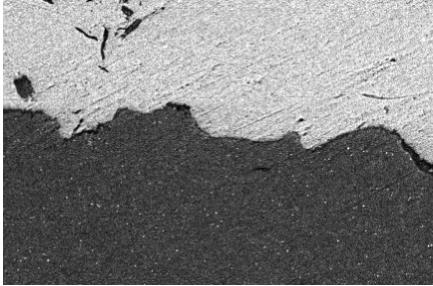
Цель исследований заключалась в экспериментальной оценке антипригарных свойств покрытий, сформированных методом электродеформационного плакирования гибким инструментом (ЭДПГИ) [9], при их взаимодействии с жидким расплавом цинкового сплава ЦА4М1.

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 ВК 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, задиров, 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 Си+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 $T \approx T_{\text{дестр}}$ 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, катализитическим 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 зеренным 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 загрубляется рельеф.

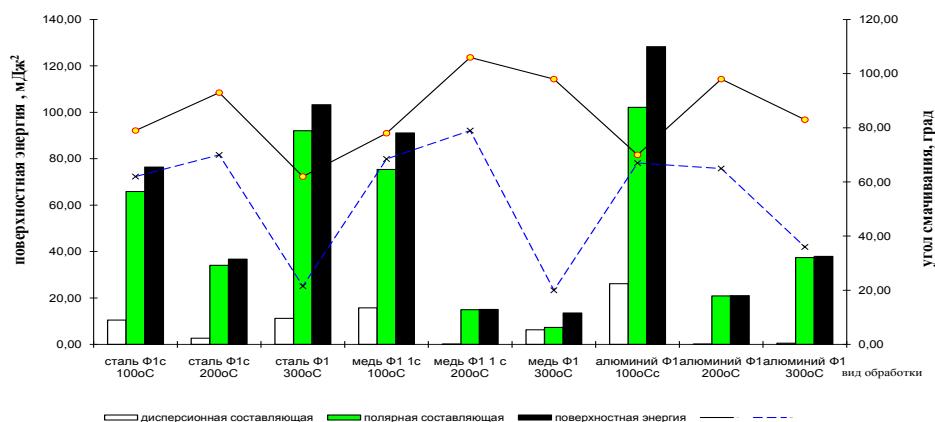


Рисунок 1 - Зависимость значений угла смачивания, поверхностной энергии фторсодержащих покрытий и ее составляющих от материала подложки и параметров термообработки

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 фолеокса. 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 cm^{-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.

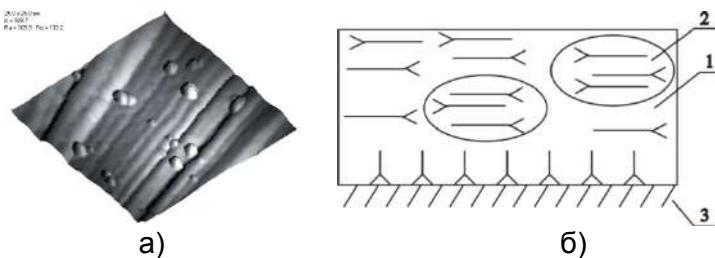


Рисунок 2- Морфология (а) и схема строения (б) покрытий из фторсодержащих олигомеров «Фолеокс» на подложке из стали 45, термообработанных при 523 К. 1-олигомерная матрица, 2-армирующая фаза, 3-субстрат

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

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

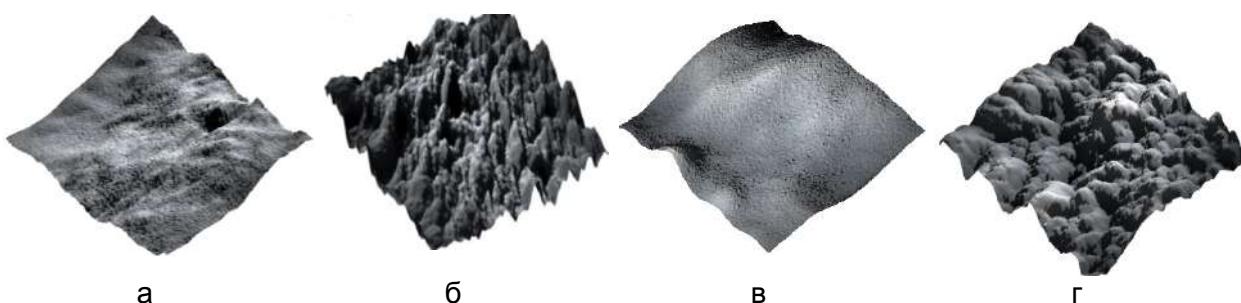


Рисунок 3 - Характерная морфология поверхности покрытий фторсодержащих олигомеров, подвергнутых термической обработке: а, б – покрытие, сформированное из фторсодержащего олигомера В1 (подложка TiN); в, г- покрытие, сформированное из фторсодержащего олигомера Ф1 (подложка электролитический хром, модифицированный 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 модификации 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).

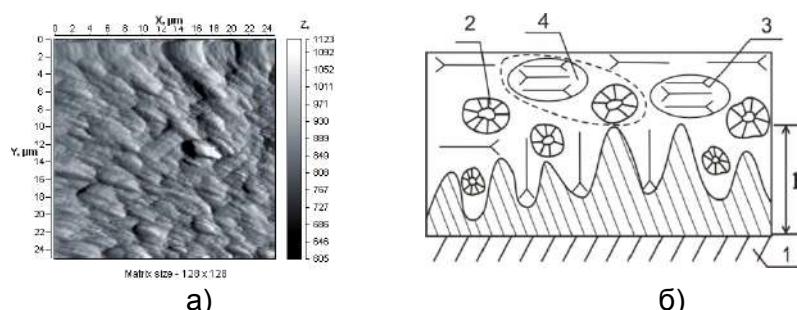


Рисунок 4 - Морфология (а) и схема строения (б) покрытия из фторсодержащих олигомеров «Фолеокс» на подложке из нитрида титана, содержащего капельную фазу, и термообработанного при 473 К

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 cm^{-1} , соответствующей химическому взаимодействию покрытия с подложкой, появляются слабые полосы поглощения 1667 cm^{-1} (подложка слюда), 1664 cm^{-1} (подложка стекло), 1655 cm^{-1} (подложка фторопласт-4). Повышение температуры термообработки до $T=473$ К приводит к исчезновению полос поглощения в ИК-спектре НПВО фторсодержащих покрытий в диапазоне 1540-1650 cm^{-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

- 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.
- 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 Беларусь, 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 заливаляемого 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 технологии 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 металlostатического давления F напротив пытается её прижать (рисунок 1). Если баланс сил нарушается и, в определённый момент, сила металlostатического 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

$$\rho g h_{kp} - \frac{2\sigma}{r} - \frac{2\sigma_e \xi}{r} = 0 \quad (1)$$

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

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

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

$$h_{зпл} = r - h_{kp},$$

Известно решение Фролова В.В. [4], который утверждает, что при заполнении формы струя может слиться с расплавом только при условии, если её живая сила в состоянии преодолеть сопротивление поверхностной плёнки, т.е. в нашем случае силу поверхностного натяжения T и прочности P корки. При этом металlostатическое 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

$$F = h_{kp} \gamma_1. \quad (4)$$

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

$$w = \sqrt{2gh_{kp}}. \quad (5)$$

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 W , соответствующей максимальному напору расплава на мениске h_{kp} (т.е. критической высоте), выше значения которого происходит образование заплывов

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

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; $w_{cp}=0,56$ м/мин, $h_{kp}=3,1$ 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 струей, силы

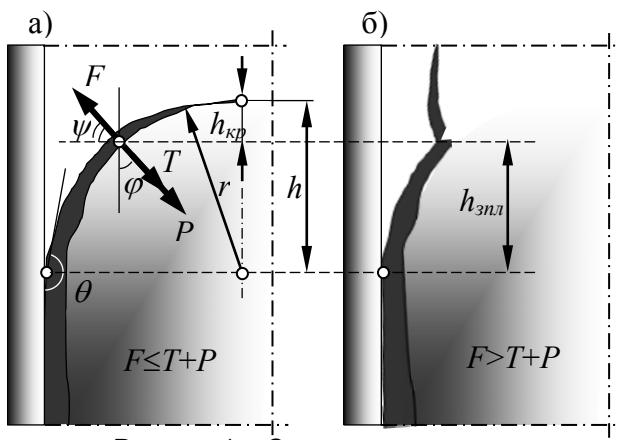


Рисунок 1 – Схема расчёта

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

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

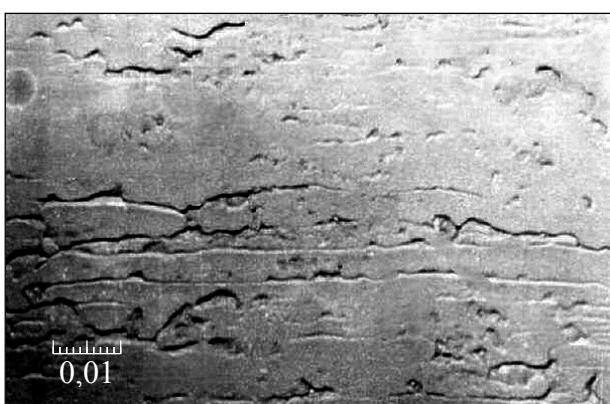


Рисунок 2 – Заплывы на поверхности чугунной отливки
($d=104$ мм, $w_{cp}=0,56$ м/мин)

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 металлостатического 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.

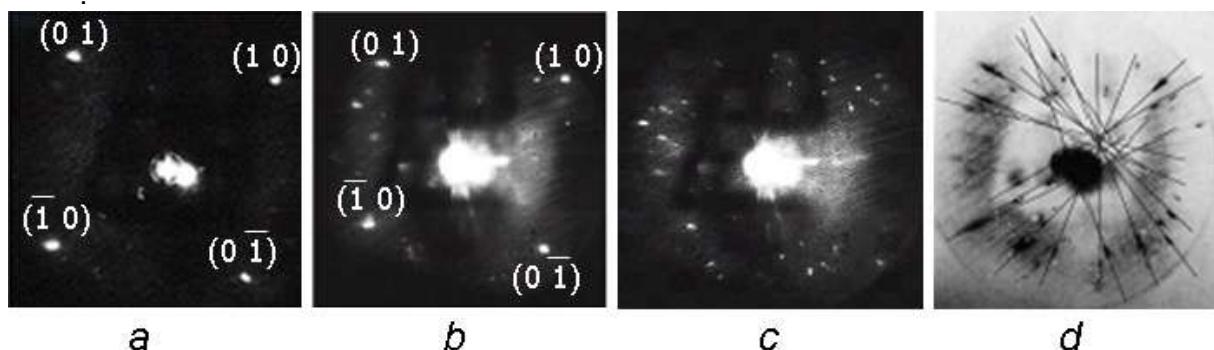


Рисунок 1- Картинки дифракции от поверхности Mo. Образец в ненагруженном (а), в нагруженном (б), в предразрывном (с) состоянии. Интегральная картина дифракции нагруженного образца (д).

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. 1а видно, что дифракцию формирует доминирующая грань (100), которая фактически распадается при приложении нагрузки – рис. 1, б,с. Рис.1,д иллюстрирует интегральную картину дифракции для нагруженного образца, которая показывает разворот блоков доминирующей грани в латеральном и перпендикулярном направлениях. Это подробно описано в работе [2].

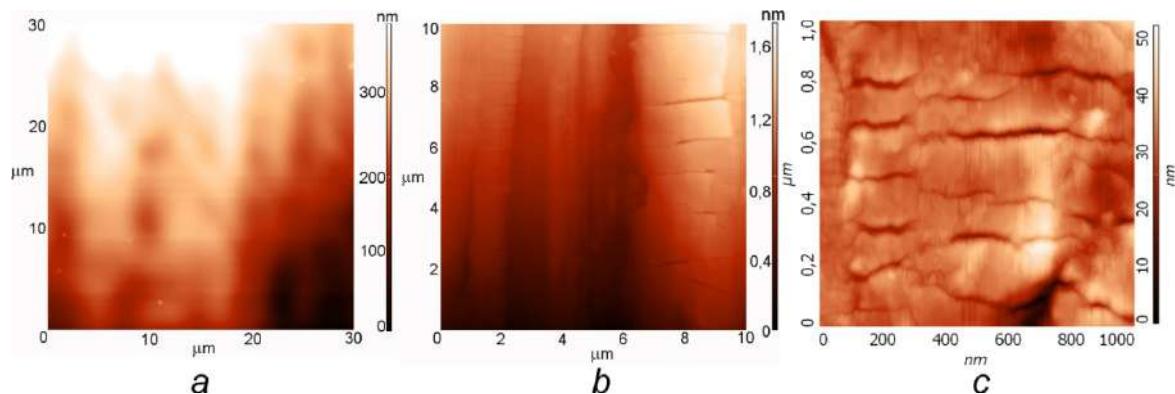


Рисунок 2 - Топограммы поверхности фольги Mo. Образец в ненагруженном (а) и в нагруженном (б) состоянии и после разрыва в области, близкой к разрыву (с).

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 2с виден и разворот блоков поверхностной структуры на несколько градусов.

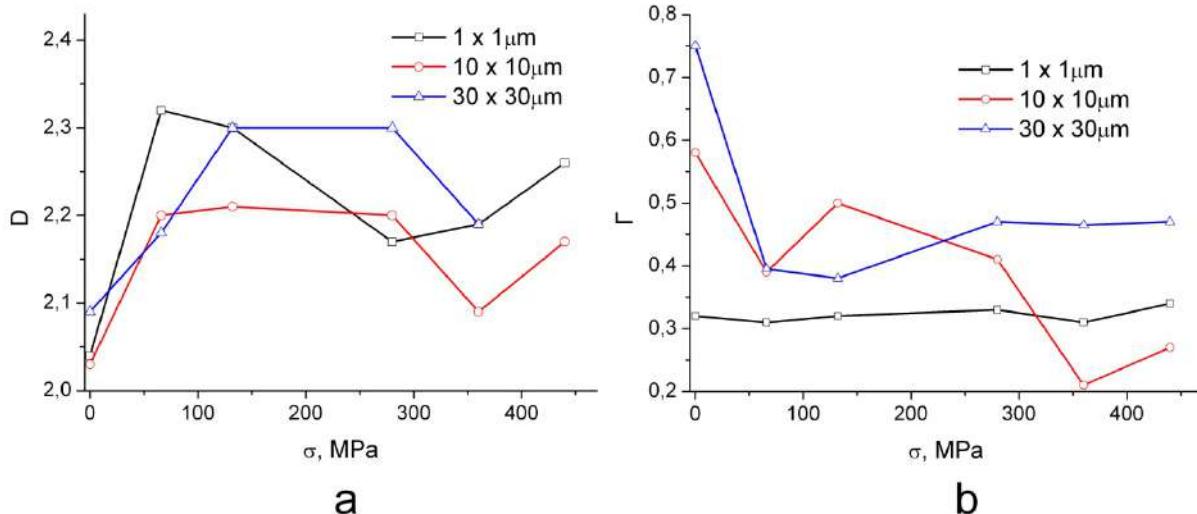


Рисунок 3- Зависимость фрактальной размерности D (а) и ширины спектра сингулярностей (б) от приложенного напряжения.

Из рис. За 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. 3в видно, что при приближении к разрыву образца Г начинает уменьшаться. Интересно отметить, что после разрыва образца Г увеличивается в 2 раза, т.е. поверхность переходит в мультифрактальное состояние. (Такой рисунок не представлен).

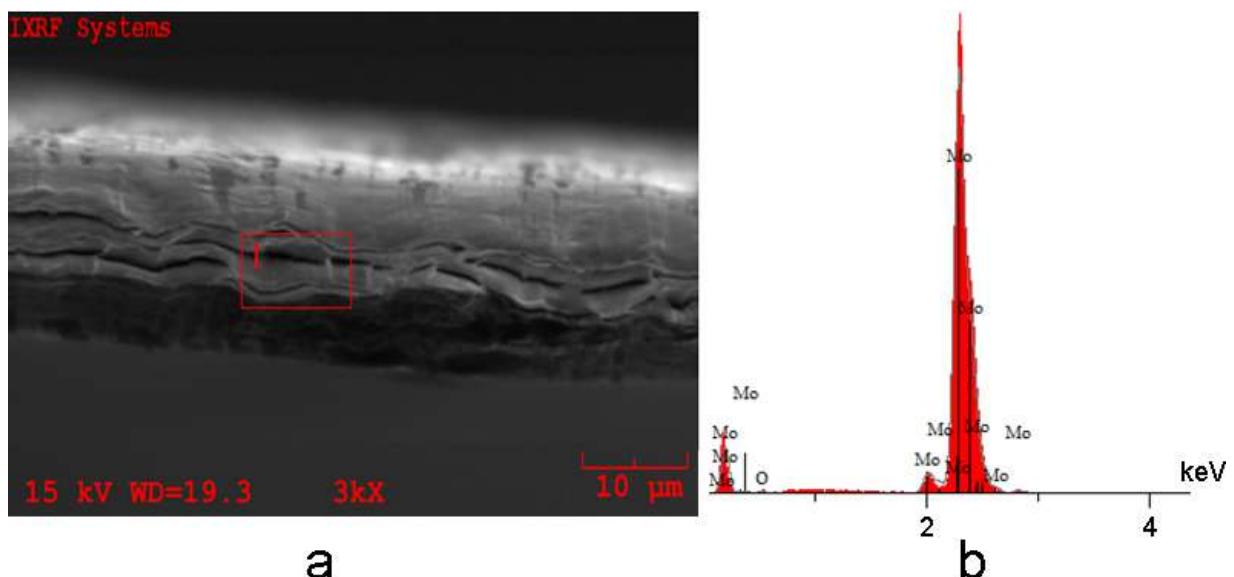


Рисунок 4 - Поверхность разрыва образца Mo (а) и её рентгеновский спектр (б)

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

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 формированиеnanoструктур 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 такочно, как в 3D кристаллической решётке. В общем случае, поверхность твёрдого тела представляет собой дефект строения уже в силу асимметричного 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 аккумулирования свободной энергии поверхностью металла. Другими словами можно ли получить те же структуры с высокой степенью разориентировки и соответственно обладающими уникальными свойствами при давлении, отличающимся 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.

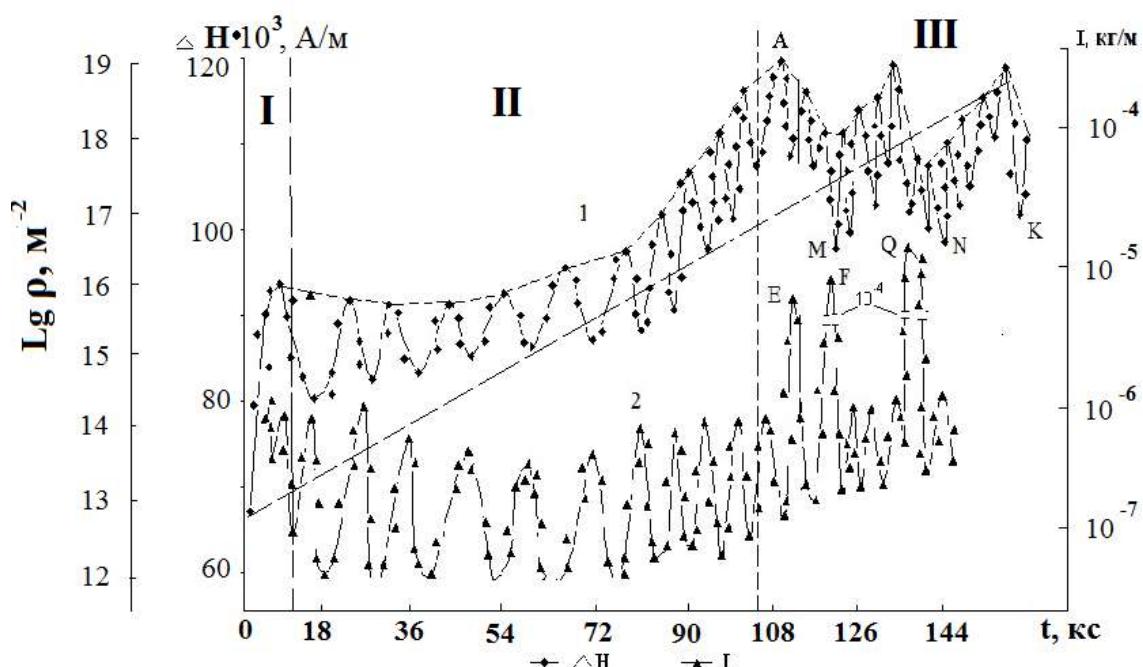


Рисунок 1 - Зависимость ширины линии ФМР (ΔH) и интенсивности изнашивания (I) от времени трения t

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 отожжённого 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 выгодности при максимально возможном результате –

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

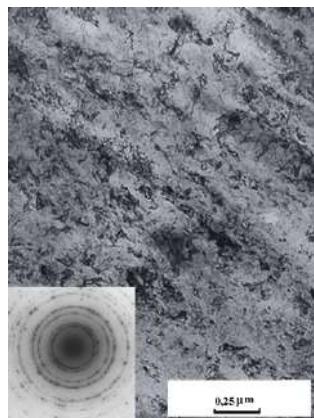


Рисунок 2 – Нанокристаллическая структура на поверхности никеля. Вставка микродифракция нанокристаллической структуры

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

$$\sigma_p = 0,5 \rho_0 c_0 (V_0 - V_m), \quad (1)$$

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.

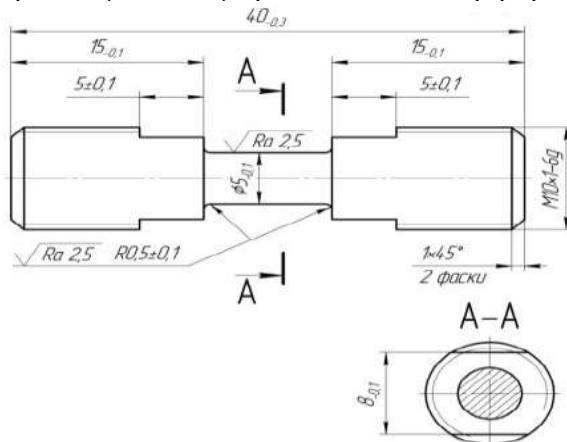


Рисунок 1- Образец для испытаний на РСГ

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	$\dot{\varepsilon}$, 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 $5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ практически полностью совпадает с откольной прочностью при скорости деформации $6,5 \cdot 10^5$ – $1,4 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$. 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.

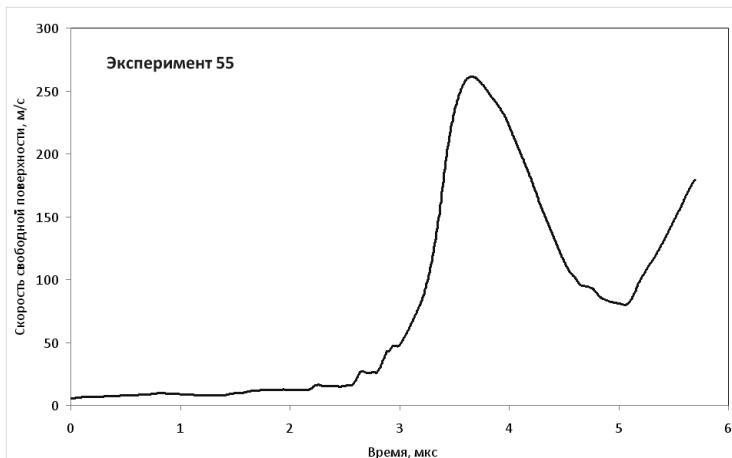


Рисунок 2 - Интерферограмма скорости свободной поверхности образца из сплава АМг61 при скорости удара $V_0 = 270$ м/с

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 $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ 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.Р. 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 $ZrO_2 - Al_2O_3$ 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 $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ (спекаемой при температурах, характерных для циркониевой керамики) в зависимости от концентрации корунда.

Компоненты композита (в виде порошков синтетического ZrO_2 , CaO и Al_2O_3) смешивали следующим образом. Молярную концентрацию стабилизатора (CaO) по отношению к ZrO_2 сохраняли неизменной $C_{CaO} = 6,5$ mol. %, а массовую концентрацию Al_2O_3 по отношению к смеси $CaO-ZrO_2$ 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 $T_1 = 1300$ °C и выдерживали в течение 5 min. Затем, образцы охлаждали до температуры $T_2 = 1200$ °C и спекали в течение 4 h. Согласно данным [2] такой режим спекания является оптимальным (с точки зрения механических свойств) для композиционной керамики $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ 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 $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ 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 $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ 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).

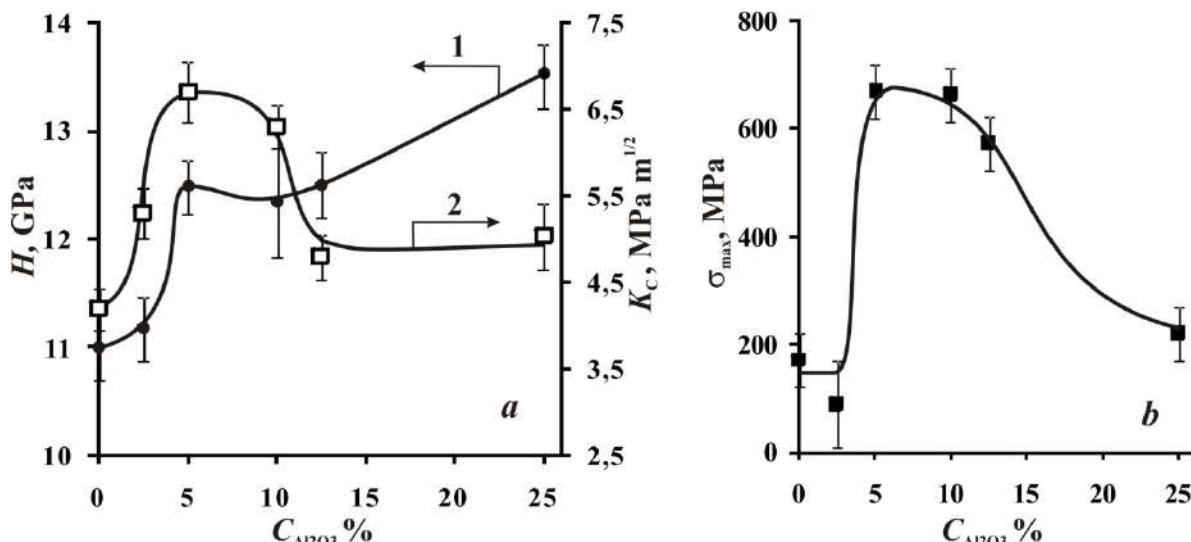


Рисунок 1- Зависимости микротвердости и вязкости разрушения (а), а также прочности на изгиб (б) от концентрации корунда в композите $ZrO_2(CaO)$ - Al_2O_3

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, б 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 ($\sigma_{max} = 670 \pm 50$ MPa) 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 $C_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ достигается за счет уменьшения в композите концентрации стабилизированного диоксида циркония. Это приводит к уменьшению вклада трансформационного упрочнения, присущего $\text{ZrO}_2(\text{CaO})$. 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 $C_{\text{Al}_2\text{O}_3}$.

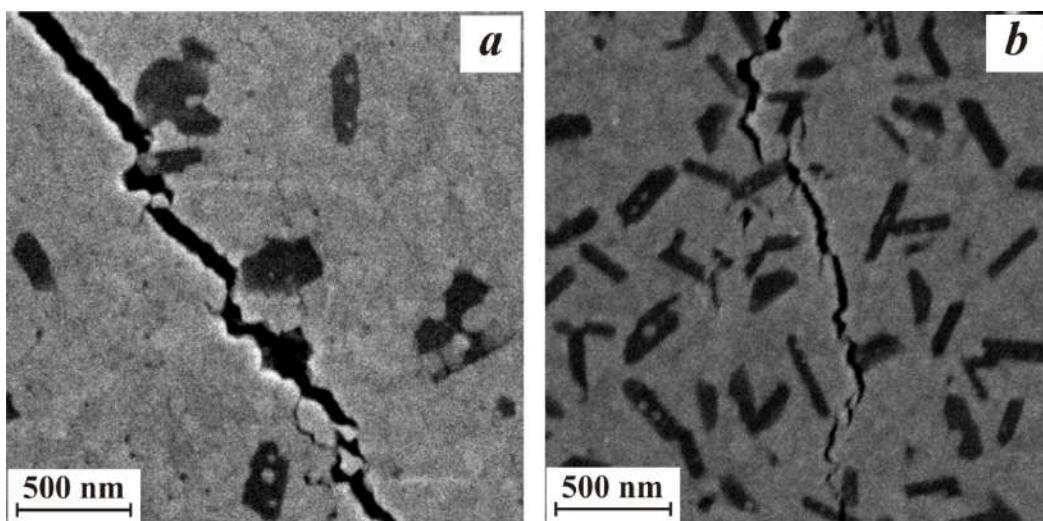


Рисунок 2- Характерные СЭМ-изображения вершин радиальных трещин, формируемых при внедрении пирамиды Виккерса в композиционные керамики $\text{ZrO}_2(\text{CaO}) - \text{Al}_2\text{O}_3$ с содержанием корунда 5 % (a) и 25 % (b). Темные области на СЭМ-изображениях соответствуют включениям (кристаллитам) корунда

Таким образом, комплексный анализ зависимостей микротвердости, вязкости разрушения и прочности на изгиб от концентрации корунда в композиционных керамиках $\text{ZrO}_2(\text{CaO}) - \text{Al}_2\text{O}_3$ (спекаемых при относительно низких температурах) позволяет заключить, что оптимальное соотношение их механических свойств достигается при концентрации корунда $C_{\text{Al}_2\text{O}_3} = 5 \%$.

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 $(0, 3 - 5 \mu\text{m})$. 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

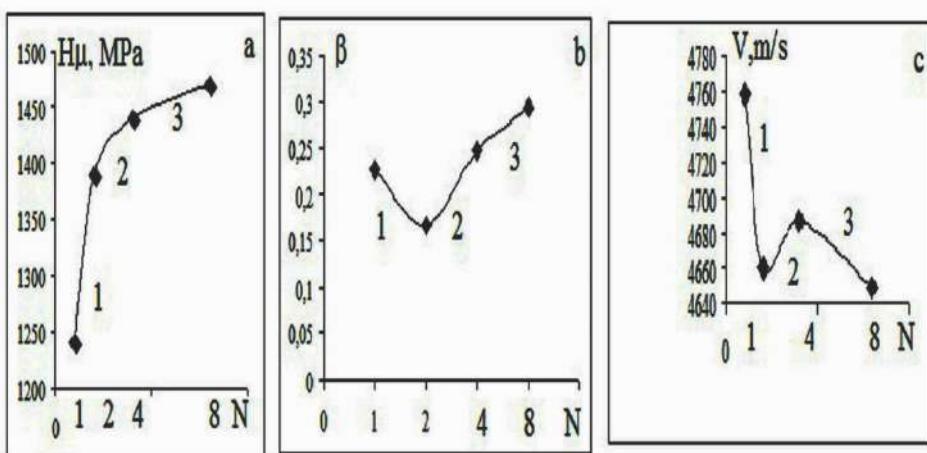


Figure 1 shows: microhardness (H^μ), the data of X-ray difraction analysis β (311) and acoustic tests (V_{long}) for large - coarse size and after 2, 4, 8 passes (N).

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_{long}). 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 $1 \mu\text{m}$), 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_{long}) 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 ($1 \mu\text{m}$) 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 $1 \mu\text{m}$. 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 $2 \times 5 \mu\text{m}$. On the perimeter of which there are grains $0,3 \mu\text{m}$ - 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 continue. 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].

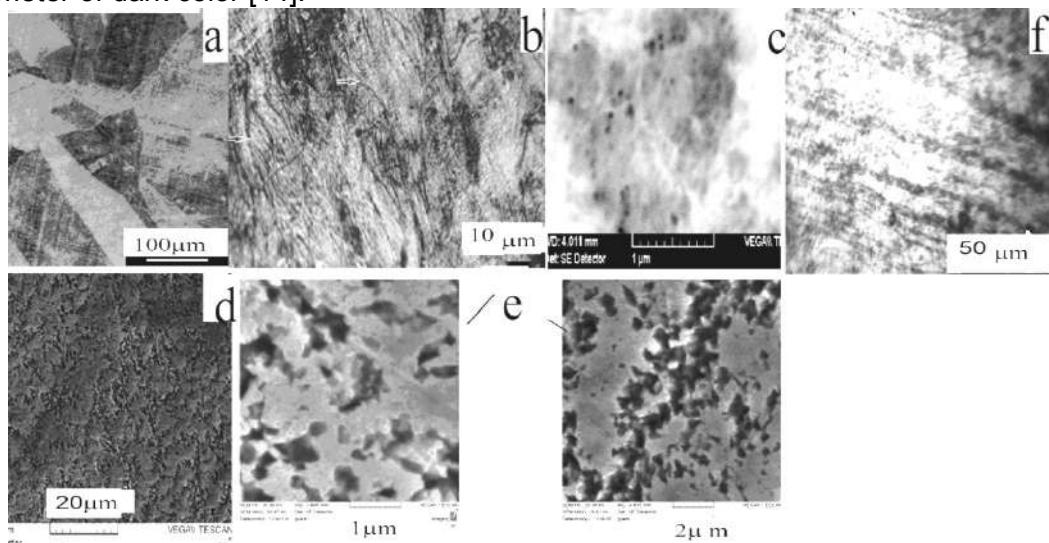


Figure 2 - The initial large-crystalline microstructure of copper M 1(a), after 2 passes (b, c) and after 4 passes (f) and 8 passes (d, e) of ECAP processing

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 $1 \mu\text{m}$ 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., Zolotorevsky 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. Мягких¹, 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 жидким азоте. Поскольку наводороженные образцы перед разрушением в данном исследовании претерпевали большую деформацию, чем те, что были испытаны в жидким 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 отожжён в вакууме при температуре 950 °C 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 mA/cm² 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 стальях есть результат вязкого разрушения [1, 2]. Проверка данных гипотез выходит за рамки настоящей работы и требует дополнительных исследований.

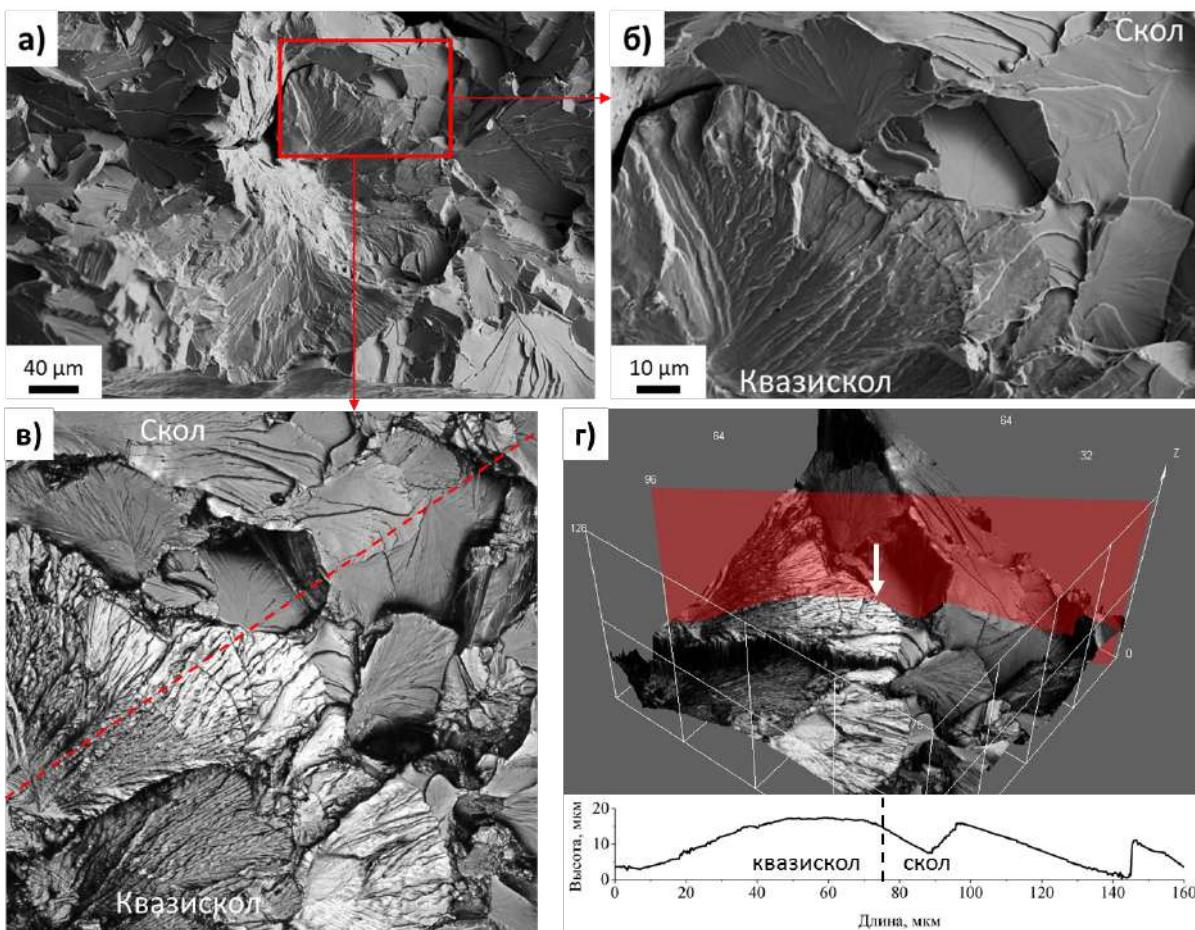


Рисунок 1 – Дефект типа «рыбий глаз» с морфологией квазискола в окружении фасеток скола на СЭМ (а, б) и КЛСМ (в, г) снимках поверхности разрушения наводороженного образца, продеформированного на воздухе до 12% остаточной деформации и затем разрушенного в жидком азоте.

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 ГПа, гидростатическое сжатие — 1 ГПа. 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".

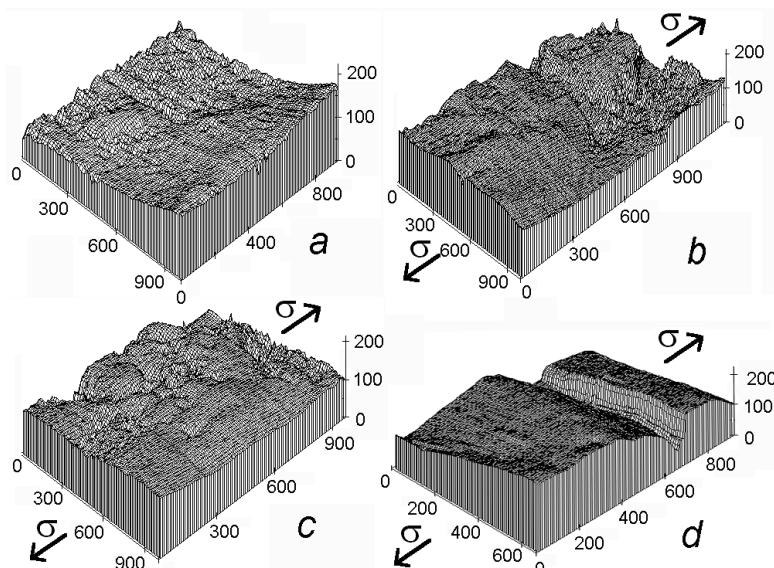


Рисунок 1- Поверхность ленты МС $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$: а – в свободном состоянии, б – нагрузка 1,45 ГПа, в – нагрузка 1,7 ГПа, г – нагрузка 2,3 ГПа.

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].

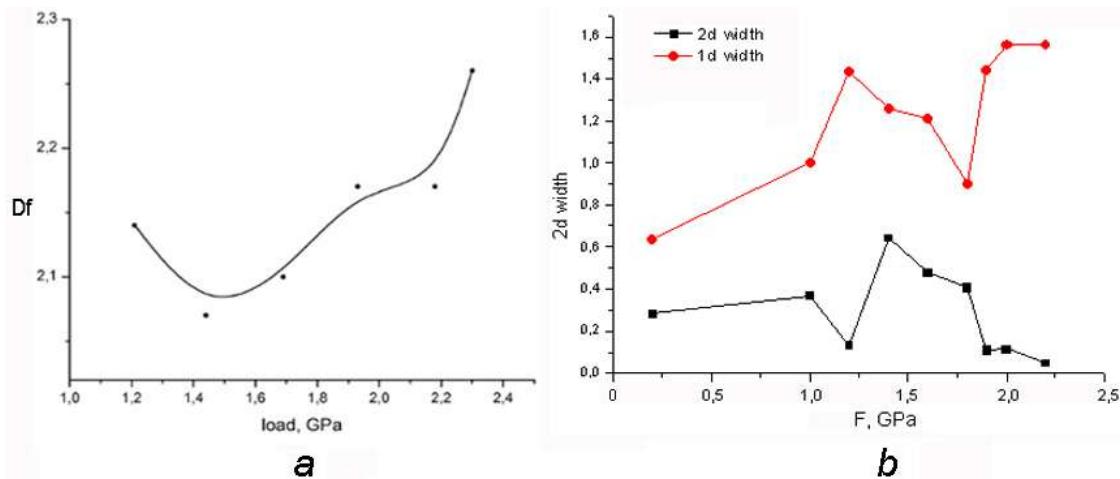


Рисунок 2 - Влияние нагрузки на фрактальную размерность (а) и ширину спектра сингулярностей (б) поверхности ленты MC Fe₇₇Ni₁Si₉B₁₃

Интересно посмотреть, как влияет гидростатическое сжатие на рельеф поверхности. На рис.3 приведены топограммы поверхности разных масштабов, полученные методом АСМ.

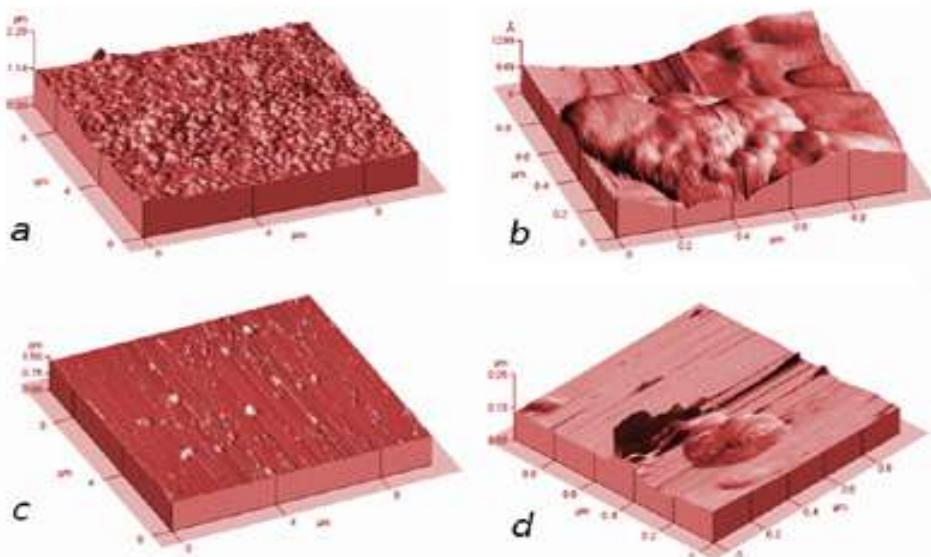


Рисунок 3- Влияние гидростатического сжатия на рельеф поверхности ленты MC Fe₇₇Ni₁Si₉B₁₃
а, б – свободное состояние, с, д – нагрузка 1GPa

Видно, что гидростатическое сжатие сильно влияет на рельеф. Сильно бугристые поверхности (рис.а, б) после выдерживания образцов под давлением ~ 1 GPa, разглаживаются. Количественно этот эффект показан на рис. 4 а, б.

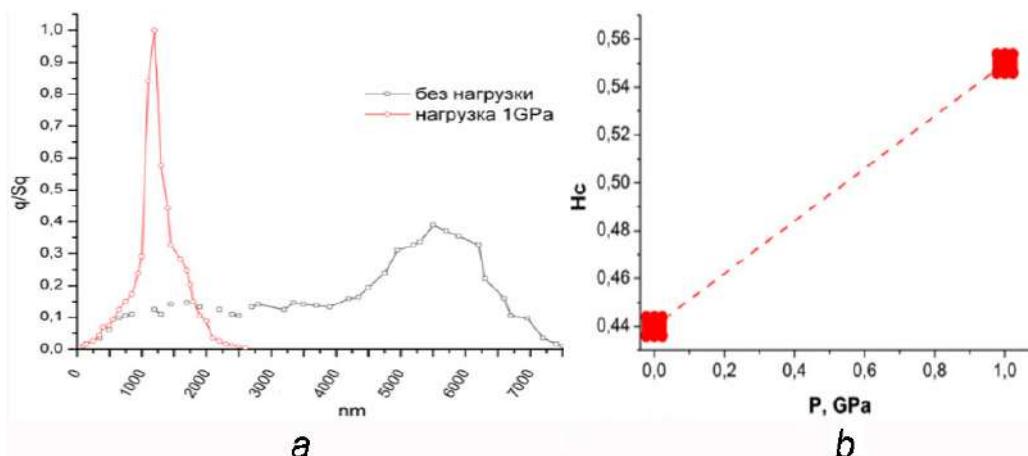


Рисунок 4 - Поверхность ленты МС $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$ под воздействием гидростатического сжатия: распределение неоднородностей по размерам (а), изменение коэффициента Херста (б)

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. Yasnîkov, 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:

$$НД_{\text{пр}} = \frac{1,5 \cdot НД_{\text{ш}} \cdot НД}{НД_{\text{ш}} + НД}, \quad (1)$$

где $НД_{\text{ш}}$ – твердость материала детали с шероховатой поверхностью; $НД$ – 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 – $НД$, для сплющивания – $НД_{\text{ш}}$).

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):

$$\alpha = \left(\frac{2\pi F R_{\text{max}}^{\nu} \cdot a^{\frac{1}{b}}}{k A_a b_k НД_{\text{пр}} R^{\frac{1-1}{b}} \cdot h^{\frac{1}{b}}} \right)^{\frac{1}{\nu-1}}, \quad (2)$$

где F – сила, сжимающая поверхности деталей; R_{max} – максимальная высота профиля шероховатости.

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 $\text{НД}_{ш}/\text{НД}$.

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 $\text{НД}_{ш}/\text{НД}$ следующими формулами [4, 5]:

$$a = \frac{0,057}{(\text{НД}_{ш}/\text{НД})^{1,72}} + 0,142, \quad b = 1,306 - 0,153 \cdot \left(\frac{\text{НД}_{ш}}{\text{НД}} \right). \quad (3)$$

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

$$A_r = (h + 0,5\alpha_y) \cdot \frac{2\pi F \cdot a^{\frac{1}{b}}}{k \cdot \text{НД}_{\text{пр}} \cdot R^{\frac{1-1}{b}} \cdot h^{\frac{1}{b}}}, \quad (5)$$

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:

$$A_r = \frac{F}{\text{НД} \cdot K_{y\text{п}}} \left(1 + \frac{\alpha_y}{h} \right), \quad (6)$$

для сплющивания

$$A_{r,c} = \frac{2,56 \cdot F}{K_{\text{пл}} \cdot \text{НД}} \cdot \left(\frac{h_c}{R} \right)^{0,188} \left(1 + \frac{\alpha_{y,c}}{h_c} \right). \quad (7)$$

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. Контактирование 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 Беларусь», Минск, Беларусь
glysenko95@gmail.com

Загрязнение воздуха техническими компонентами в виде газов и аэрозолей, первичная очистка воды из подземных источников и промышленных сточных вод относится 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 гранулярных ионитов. Ввиду малого диаметра волокна ионитных катализаторов повышается эффективность последних за счет короткого диффузационного 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-диметиламинопропиламином. Ионит в хлоридной форме (A-5/Cl⁻) получают обработкой исходного образца 0,5 н раствором HCl с последующей отмыvkой 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 (OE) 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 cm⁻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°C. Идентификацию третичных аминогрупп осуществляли по ПП 1038 cm⁻¹ (рис. 1а, спектр 1). Из рисунка видно, что после термообработки в токе азота интенсивность ПП 1038 cm⁻¹ практически не меняется, но снижается после обработки в токе воды. Уменьшается интенсивность нитрильных групп 2242 cm⁻¹. Появляются дополнительные ПП 1710, 1250, 1006 и 741 cm⁻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).

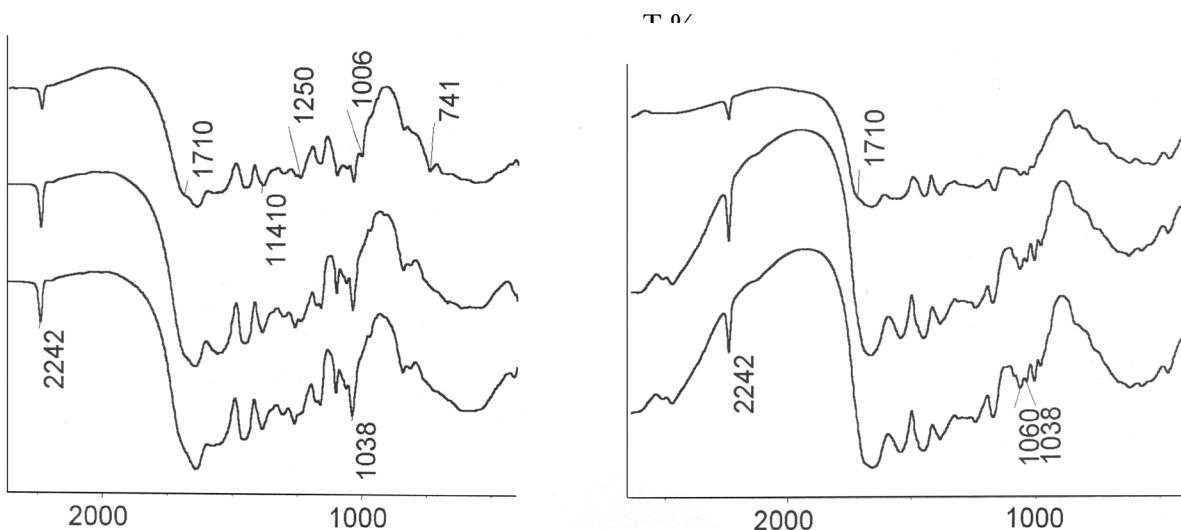


Рисунок 1- ИК спектры ФИБАН А-5/ OH^- (а): 1-исходный ионит, 1,2-после обработки в токе азота и воды при $(120-130)^{\circ}\text{C}$; ФИБАН А-5/ Cl^- (б): 1-исходный ионит, 1,2- после обработки в токе азота и воды при 155°C

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 $\text{C}\equiv\text{N}$ (Рис. 1б, спектр 3). Одновременно в спектре появляется плечо при $\sim 1710\text{ см}^{-1}$, обусловленное проявлением связи $\text{C}=\text{O}$ в карбоксильной группе. Вместе с тем после термообработки ФИБАН А-5/ Cl^- в спектре отсутствуют дополнительные полосы, как в случае ФИБАН А-5/ OH^- , а весь спектр имеет более диффузный, размытый вид. Следует отметить, что в спектре исходного ФИБАН А-5/ Cl^- , присутствует поглощение в области $2750-2550\text{ см}^{-1}$, которое обусловлено наличием группировки (1 б, спектры 1, 2). После термообработки в токе воды это поглощение исчезает. Значительно уменьшается количество третичных аминогрупп (таблица).

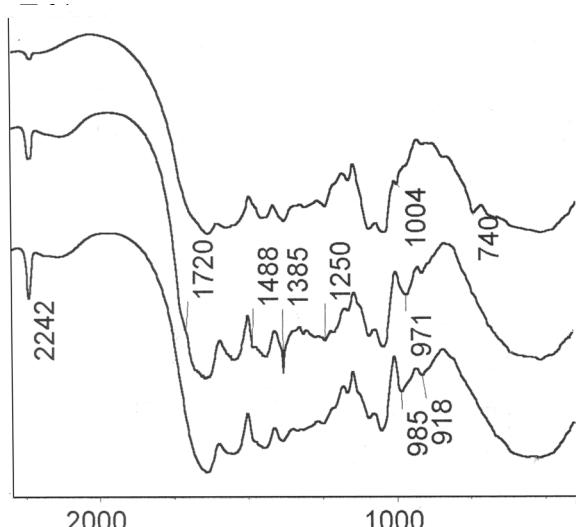


Рисунок 2- ИК спектры ФИБАН А-6/ Cl^- :
1 - исходный ионит ; 2- после обработки в токе азота при 160°C в течение 1 часа;
3- после обработки в токе воды при 160°C в течение 7 часов.

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/Cl⁻ (рис. 2, спектр 1) характерно присутствие ПП разной интенсивности 985 и 918 см⁻¹, принадлежащих, соответственно, колебаниям метиленовых групп и кольца эпоксигрупп. Обесцвечивание раствора KMnO₄ для этого ионита наблюдается при 160°C. 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. Наблюдаются 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/Cl ⁻ , 155°C		Термодеструкция ФИБАН А-6/Cl ⁻ 160°C				
			ОЕ, мг-экв/г		ОЕ, мг-экв/г				
A-5/ Cl ⁻	A-6/ Cl ⁻		в токе азота	в токе воды	в токе азота		в токе воды		
			1/7час.	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/Cl⁻ при термообработке в токе азота протекает гидролиз по нитрильной группе с образованием карбоксильных групп COOH. Наблюдается также увеличение интенсивности ПП 1385 и появление ПП 971 см⁻¹, связанных с проявлением диссоциированных карбоксильных групп COO⁻. Эти группы могут появляться в волокне за счет образования внутренней связи между амино- и карбоксильными группами, что характерно для полiamфолитных ионитов. Заметны изменения в спектре и в области проявления эпоксигрупп, связанные со снижением интенсивности соответствующих ПП. При обработке ФИБАН А-6/Cl⁻ 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 CH-OH и C-Cl. 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/Cl⁻ 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**

Одинцов 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) спектр-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 интересуемой 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 выверловки 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.

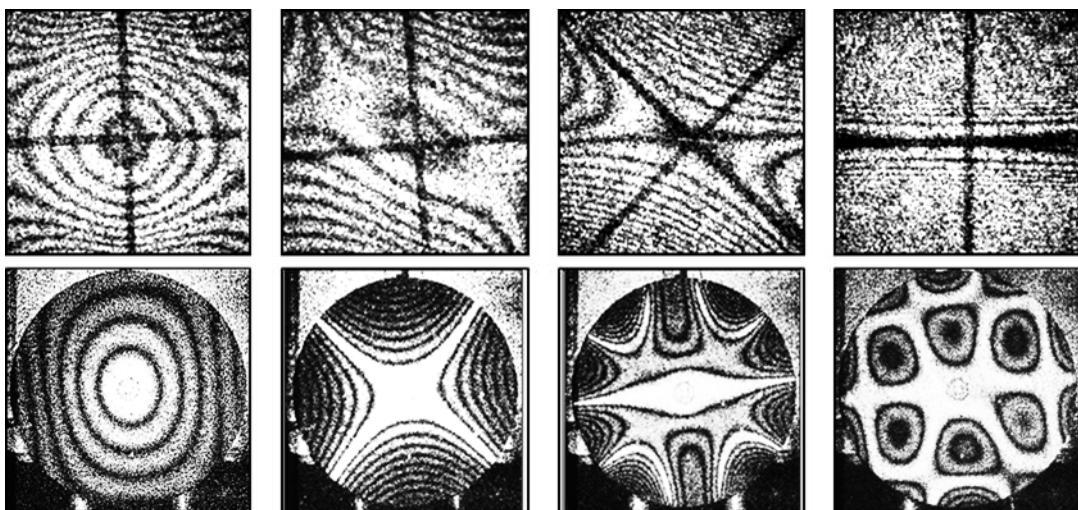


Рисунок 1 - Спекл-интерферограммы квазистатического (верхний ряд) и вибрационного (нижний ряд) изгиба деформирования образца-диска из слоистого углепластика

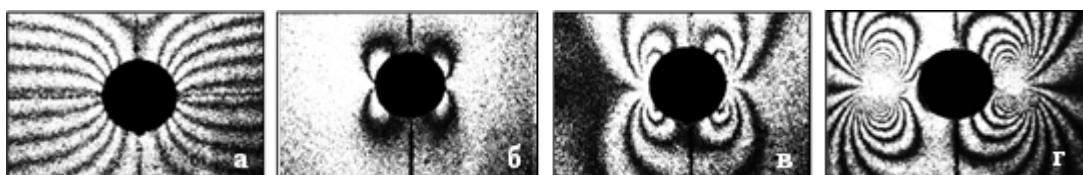


Рисунок 2 - Спекл-интерферограммы полей осевых перемещений в окрестности кругового концентратора напряжений в образце-полосе при растяжении: а – упругое деформирование; б, в – этапы остаточного деформирования целостного образца; г – остаточное деформирование после образования усталостных трещин в ходе циклического нагружения

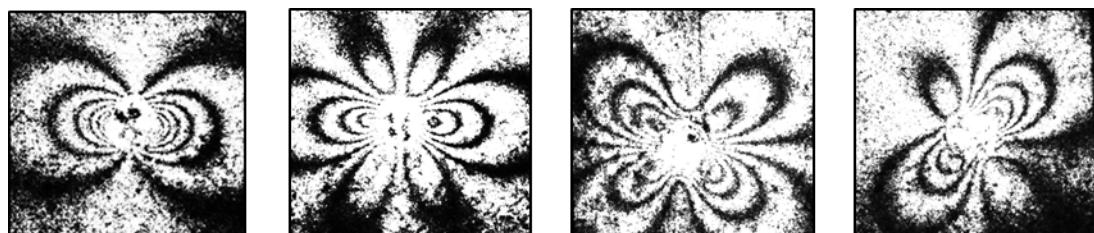


Рисунок 3 - Типичные спекл-интерферограммы, регистрируемые в окрестности малого отверстия-индикатора для определения остаточных напряжений

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 Т-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.

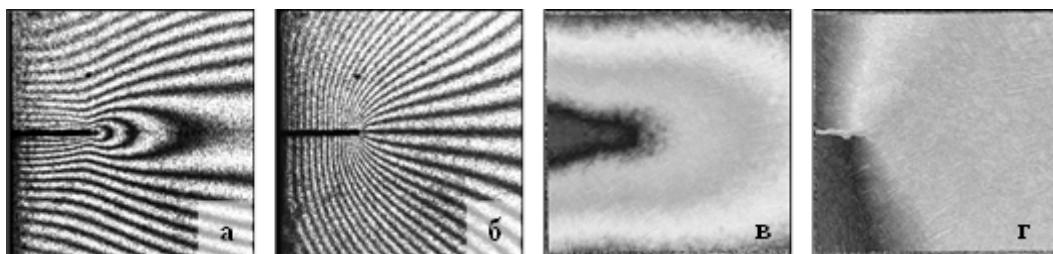


Рисунок 4 - Поля тангенциальных продольных (а, в) и поперечных (б, г) перемещений у вершины краевой трещины (узкого разреза), полученные методами ЭЦСИ (а, б) и КЦИ (в, г)

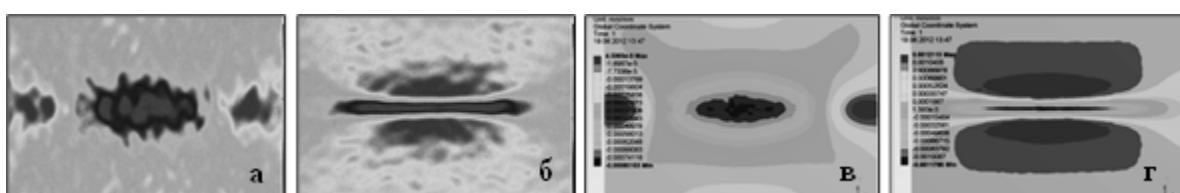


Рисунок 5 - Сопоставление полей тангенциальных компонент тензора деформаций на участке поверхности объекта в зоне скрытого трещиноподобного дефекта: полученных экспериментально методом КЦИ (а, б) и с помощью конечно-элементного моделирования (в, г)

Список литературы

1. Луценко А.Н., Одинцов 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. Одинцов 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., Одинцов 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., Одинцов И.Н., Разумовский И.А. Развитие методов расчетного и экспериментального определения локальных остаточных напряжений при сложных спектрах нагрузления. // Проблемы машиностроения и надежности машин. -2015. -№ 6. -С.53-62.
5. Апальков А.А., Одинцов 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 сплавы Д16 и АМг6. 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 Гопкисона – Кольского были разработаны образцы специальной формы и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированное 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°C для сплава Д16, рис. 1, 2.

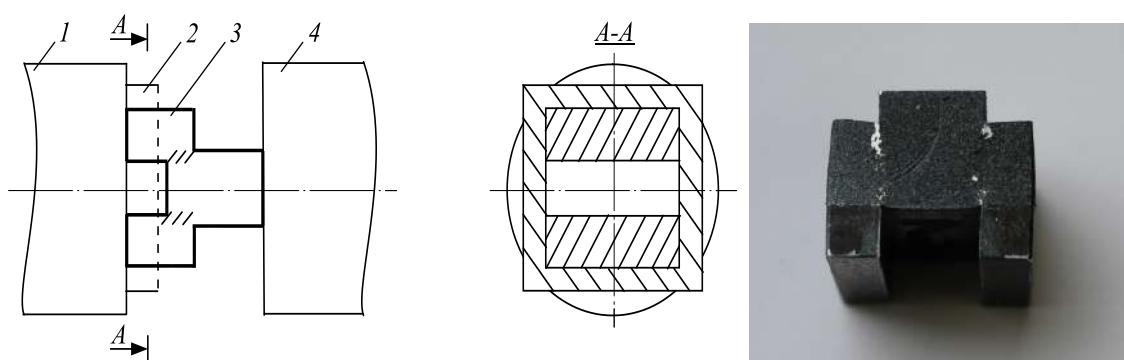


Рисунок 1- а) Схема нагружения образца на стержне Гопкинсона –Кольского: 1- входной стержень, 2- рамка, 3 – образец, заштрихованные области находятся в состоянии близком к чистому сдвигу, 4 – выходной стержень. б) Образец специальной формы после испытания, сплав Д16.

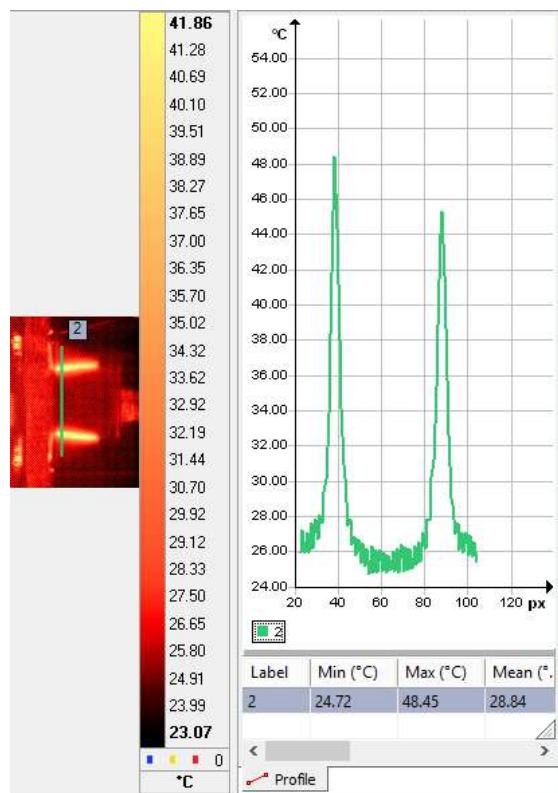


Рисунок 2- Изображение образца в инфракрасных лучах в процессе испытания образца из сплава Д16 и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени.
Максимальная температура по периметру отверстия 48^0C

На оригинальной баллистической установке по исследованию пробивания были нагружены образцы из сплава алюминия АМгб. 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 АМгб со скоростью 417м/с представлены на рис.3.

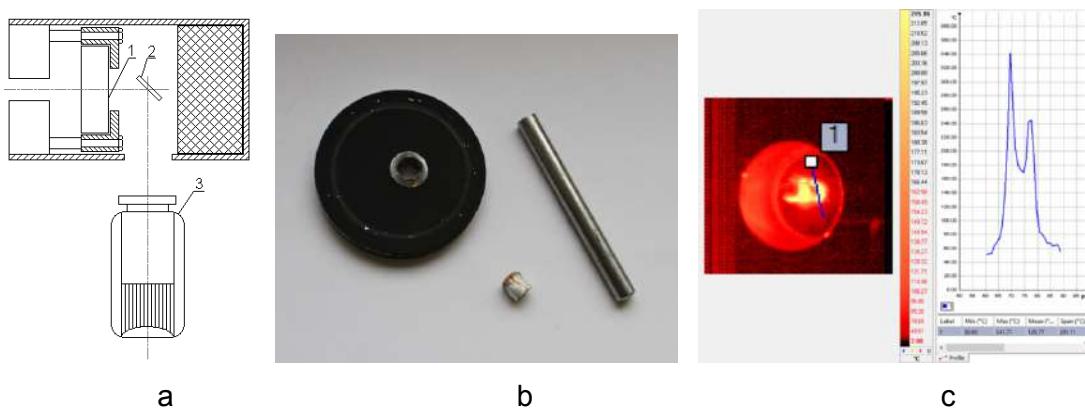


Рисунок 3 - Схема эксперимента, 1 – образец, 2 – зеркало, 3 – инфракрасная камера (а); пробитая мишень, выбитая пробка и деформированный ударник (б); инфракрасные образ отверстия после пробивания и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени (с)

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 Российской Федерации / 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 gigacyklovom rezhime nagruzhenija [Scaling fatigue crack growth at gigacycle loading regime] *Pis'ma v zhurnal tehnicheskoy 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., Терёхина 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., Терёхина 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 $10 \times 10 \text{ mm}^2$ 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

HMB (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 HMB подчиняется правилу Мураками.

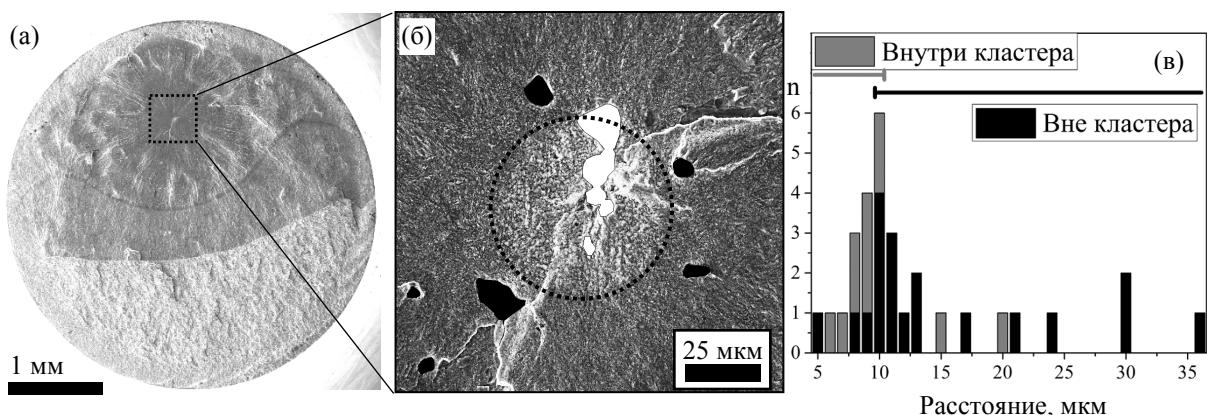


Рисунок 1 – Пример оценки критического расстояния кластеризации на изломе образца после испытания на усталость (а), с мелкозернистой областью в центре «рыбьего глаза» (б). МЗО разделяет включения на входящие (белый) и не входящие (черный) в кластер. Гистограмма обобщает результаты измерений всех исследуемых 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 возрастать 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.

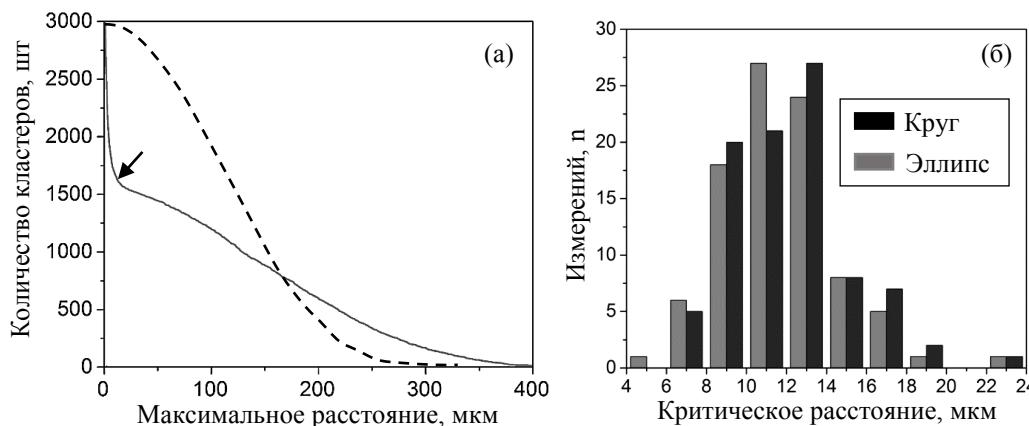


Рисунок 2 – Зависимость количества кластеров от максимального попарного расстояния (шкала слева) для «бесклластерного» распределения Пуассона (пунктирная линия) и для исследуемого шлифа (сплошная линия), обнаруживающая перегиб (отмечен стрелкой). Гистограмма на вставке обобщает результаты измерений всех исследуемых шлифов при круговой и эллиптической аппроксимации НМВ

Выходы:

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., Соболь О.В., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», Харьков, Украина, maglushchenko@gmail.com

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 tantalа 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.

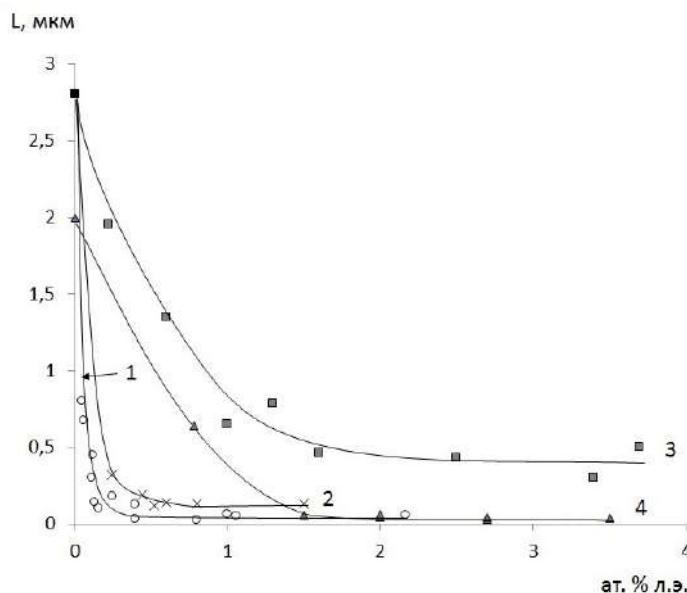


Рисунок 1- Концентрационные зависимости среднего условного размера зерна вакуумных конденсаторов: 1 – Cu-Ta, 2 – Cu-Mo, 3 – Cu-Co, 4 – Al-Fe.

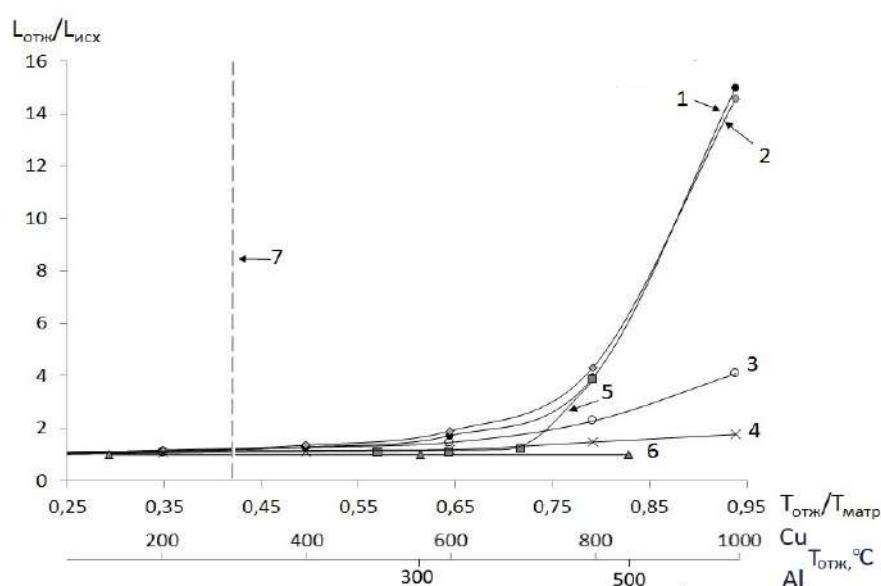


Рисунок 2- Влияние температуры отжига на размер зерна вакуумных конденсаторов:
 $L_{отж}, L_{исх}$ – размеры зерен после и до отжига, соответственно,
 1 – Cu-0,25 ат.% Ta; 2 – Cu-0,45 ат.% Mo; 3 – Cu-0,4 ат.% Ta;
 4 – Cu-1 ат.% Mo; 5 – Cu-3 ат.% Co; 6 - Al-3 ат.% Fe; 7 – температура начала рекристаллизации 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 Та, Мо и Fe, соответственно, которые формируют зернограницевые 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 зернограничными сегregationами 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., Glushchenko 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., Averback 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., Соболь, О.В., Зубков А.И. О модифицирующем влиянии железа на вакуумные конденсаты алюминия // Журналnano- и электронной физики. 2015. Т. 7. № 3. С. 03042(4pp).
8. Глушченко М.А., Луценко Е.В., Соболь О.В., Бармин А.Е., Зубков А.И. Влияние легирования конденсатов меди переходными металлами Со, Mo, Та на структуру и зависимость Холла-Петча // Журнал nano- и электронной физики. 2016. Т. 8. №3. С. 03015 (4cc).
9. Глушченко М.А., Луценко Е.В., Соболь 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 наплется 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	
	12 K	50 K
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

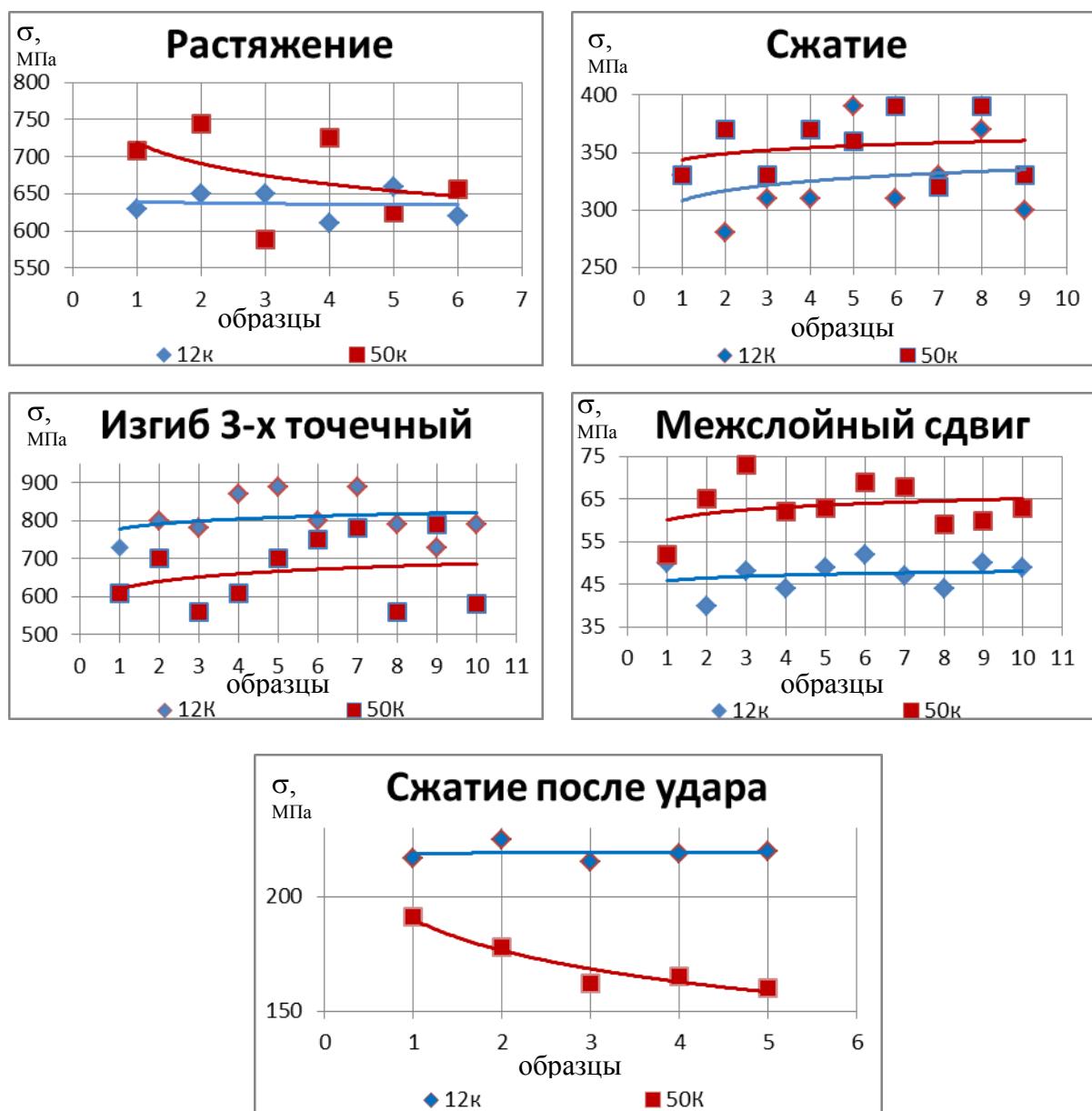


Рисунок 1 – Диаграммы напряжений для наполнителей с артикулами 12 К и 50 К.

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 сложнонапряженного 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 последующем 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 веретён, 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 $T=600^\circ\text{C}$ ($e_{\text{сум.}} \approx 4$).

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 $10^{-4}-10^{-3} \text{ с}^{-1}$ 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 e на стадии равномерного удлинения, коэффициент чувствительности напряжения к скорости деформации m при $e=0,05$.

Микроструктуру исследовали в продольном сечении прутка методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе TESCAN MIRA 3 LMH 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

$\dot{\epsilon}_0, \text{c}^{-1}$	$\delta, \% / e_{\text{равномерное}}, \%$		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	-

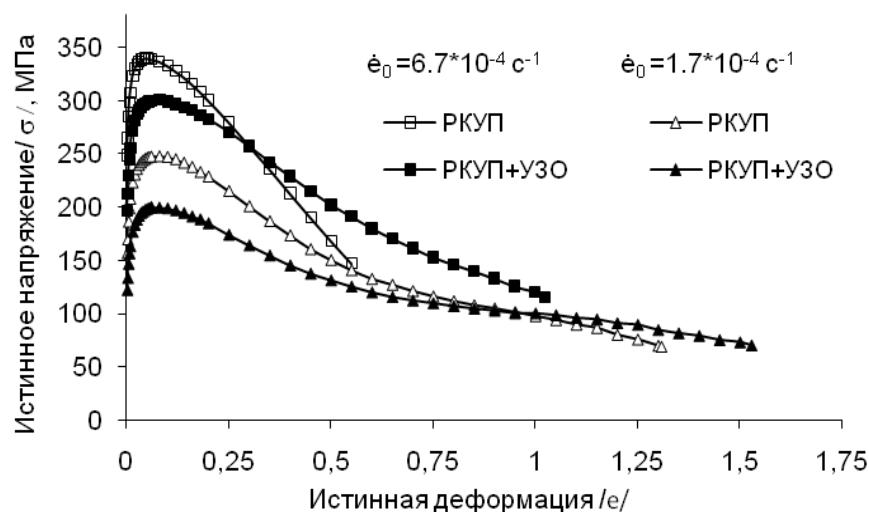


Рисунок 1- Типичные зависимости σ - e , полученные после испытаний образцов сплава ВТ6, подвергнутого РКУП и РКУП+УЗО с разной начальной скоростью деформации

Вид кривых σ - e 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 - e 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 РНФ (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. Мышиляев, В. В. Шпейzman, В. В. Клубович и др., ФТТ, 57 (10), 1986 (2015)
- [5] Мухаметгалина А.А., Самигуллина А.А., Сергеев С.Н., Жиляев 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 НАНОНАПОЛНИТЕЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АК12М2МгН

Комаров А.И., Орда Д.В., Искандарова Д.О.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларусь, Минск, Беларусь,
al_kom@tut.by

Введение. В настоящие времена 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 интерметалличидных 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 модификации наблюдается при введении малых долей модифицирующих компонентов [1-2].

Целью настоящей работы является исследование воздействия гетерофазных углеродсодержащихnanoструктурных 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-К α -излучении с применением вторичной монохроматизации рентгеновского пучка. Механические испытания на растяжение проводились на универсальной компьютеризированной гидравлической машине INSTRON Satec 300LX в соответствие с требованиями ГОСТ 1497-84. Скорость нагружения составляла 5 мм/мин.

Триботехнические испытания выполнялись по схеме возвратно-поступательного перемещения контролера 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 → 20 → 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 модификации сплава использовались два углеродсодержащих наполнителя. Первый модификатор представлял собой синтезированный в соответствие 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 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 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 ноноволокон диаметром до 100 нм и длиной до 3 мкм (рис. 1б). Такая морфология композиционного порошка обуславливает его эффективное воздействие на расплав силумина.

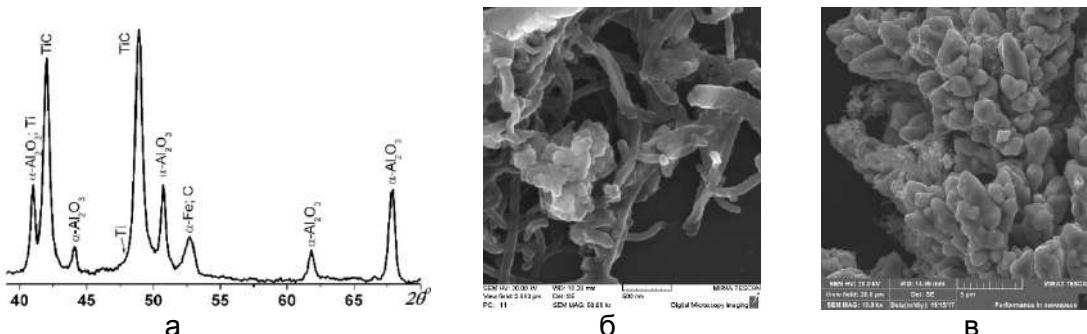


Рисунок 1- Фрагмент дифрактограммы (а) и СЭМ-изображения наполнителей $TiC-\alpha-Al_2O_3$ (б) и Cu -УНТ (в)

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 а-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 AK12M2MgH 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 AK12M2MgH показал, что введение наполнителя $TiC-\alpha-Al_2O_3$ (1%) способствует снижению коэффициента трения в 1,3-1,7 раз и повышению износостойкость 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).

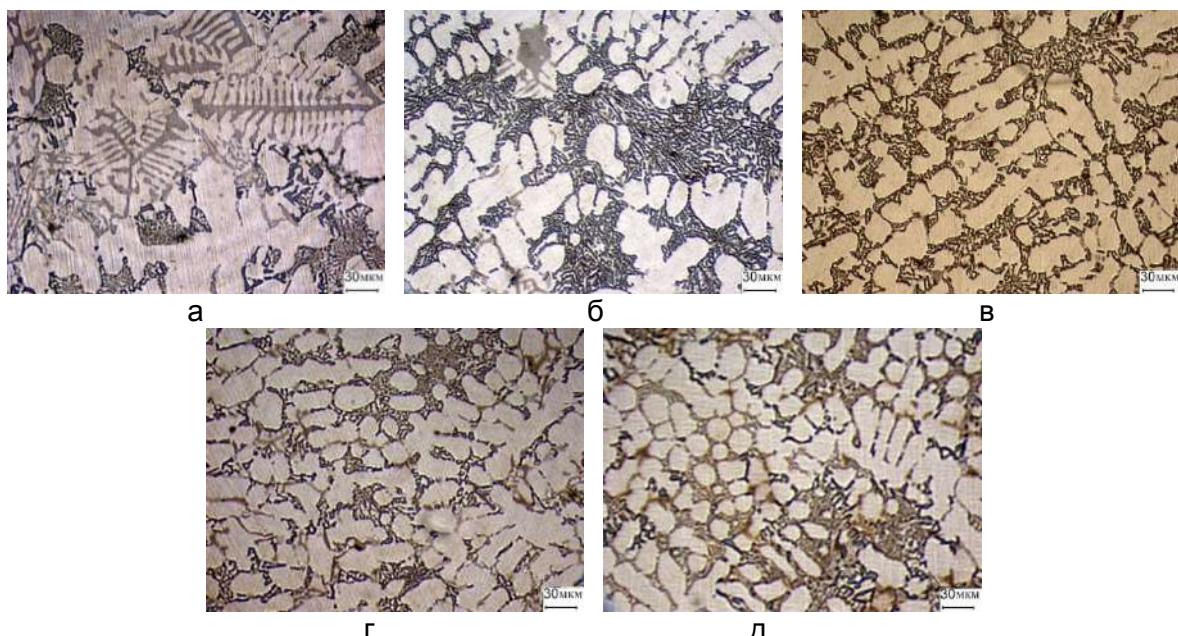


Рисунок 2 - Микроструктура сплава AK12M2MgH до (а) и после модифицирования:
б – $Q_{\text{мод}}=1,0\%$; в – $Q_{\text{мод}}=2,0\%$; г – $Q_{\text{унт}}=0,05\%$, $Q_{\text{Cu}}=0,25\%$; д – $Q_{\text{унт}}=0,4\%$, $Q_{\text{Cu}}=2\%$

Таблица – Механические характеристики сплава AK12M2MgH

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
3	$Q_{\text{унт}}=0,4$	$Q_{\text{Cu}}=2$	1100	237	7,2	→0	0,006	0,006
4	$Q_{\text{TiC}}=1,0$	$Q_{\text{Al-Mg}}=1,0$	990	-	-	4,63	0,017	0,022
5	$Q_{\text{TiC}}=2,0$	$Q_{\text{Al}}=0,4$	1020	-	-	→0	0,018	0,020

Заключение. Использование комплексных модификаторов, содержащих углеродные компоненты, оказывает существенное влияние на структуру, свойства и трибомеханические характеристики сплава AK12M2MgH. 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 карбида-корундового наполнителя и его воздействие на структуру и свойства поршневого сплава AK12M2MgH / 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 AK12M2MgH / 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 Беларусь, 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 фильтры, нижняя часть которой вертикально погружена в расплав. Фильтра 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 тянувшим 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 кольцевидного 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 одноручьевая установка непрерывного вертикального литья вверх на основе самых современных направлений в реализации циклического извлечения, а именно применении сервопривода, программируемого логического контроллера и человека-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

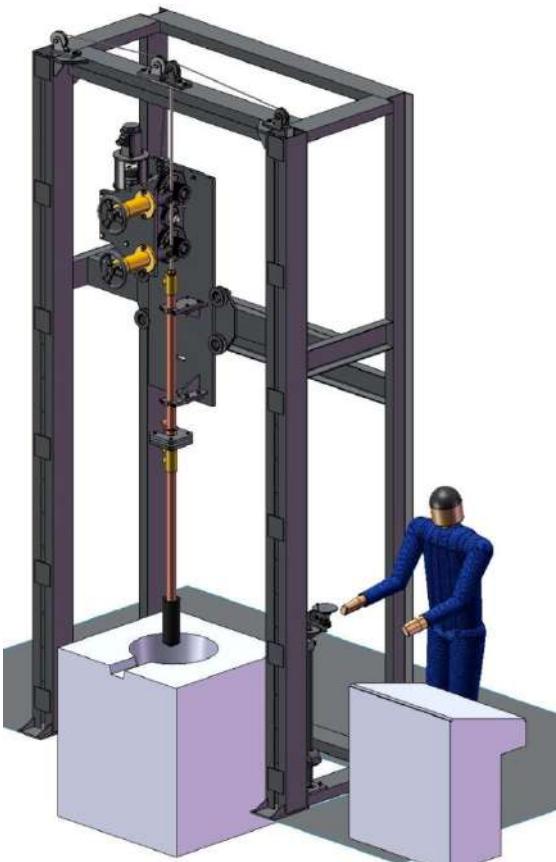


Рисунок 1 - Трехмерная модель установки непрерывного литья вверх



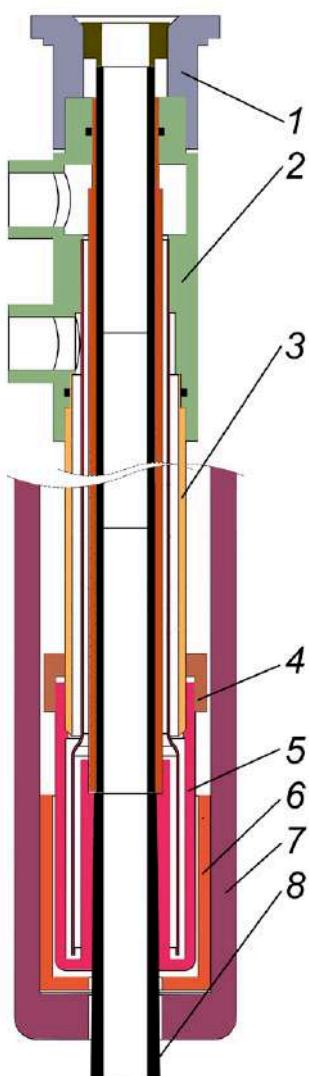
Рисунок 2 - Установка непрерывного литья вверх на КУЗОЦМ

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 фильтра, 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 фильтров 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°C имеет угол смачивания 139°, а с содержанием никеля 30% угол смачивания составляет 70°. В практике непрерывного литья установлено, что применение графитовых фильтров значительно влияет на свойства сплавов с содержанием никеля более 20%. Растворимость углерода в никеле при 1500°C составляет 2,60 мас.% [1].

На первом этапе экспериментов применили покрытие графитовой фильтры 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 возникала эрозия графита, что приводило к ухудшению качества поверхности отливки. В результате было принято решение об изготовлении фильтры 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 фильтры 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-фильтр.

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. Маркович, Е. И. Движение слитка при непрерывном горизонтальном литье / Е. И. Маркович, С. В. Стрельцов // Весці акадэмії навук БССР. Серыя фізіка-тэхнічных наукаў №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

wyrukborisov@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° 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 TH1 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 материала 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 замеряли остаточную деформацию.

Проволока из сплава TH1, находящаяся в сверхупругом (холоднодеформированном) 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 TH1 – 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÷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).

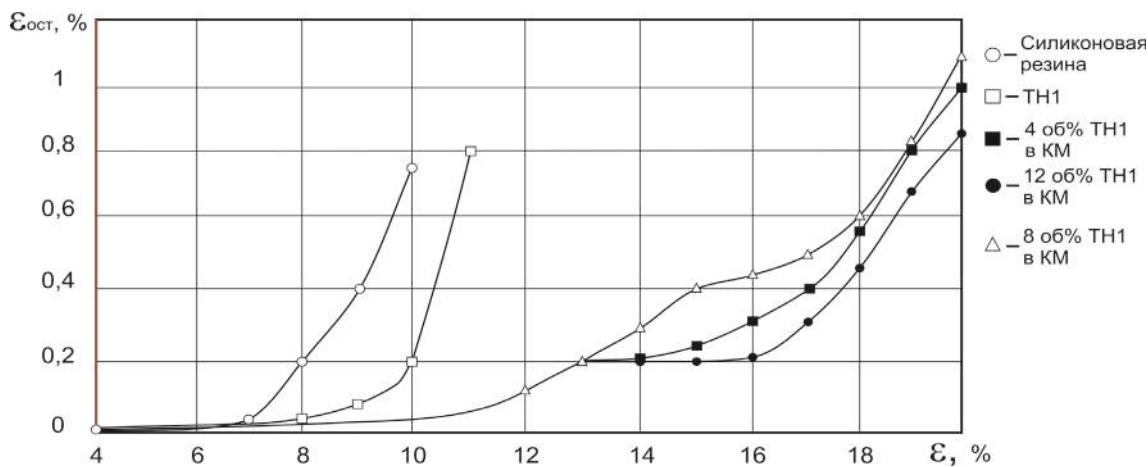


Рисунок 1 - Влияние степени наведенной деформации на появление и развитие остаточной деформации для сплава TH1, силиконовой резины и КМ HT-CP с различной объемной долей

При деформировании СР нагрузка почти линейно возрастает вплоть до начала разгрузения (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 TH1 имеют несколько другое механическое поведение. При нагружении проволочных 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 HT-CP 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 HT-CP 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).

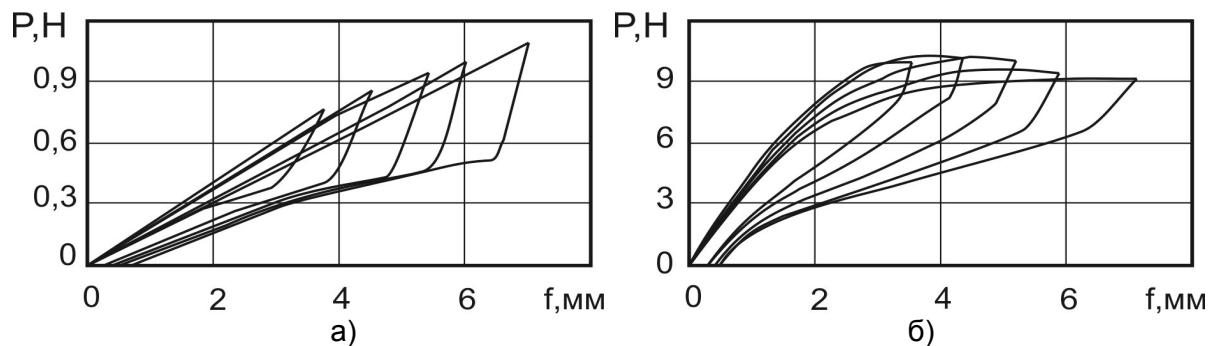


Рисунок 2 – Статические испытания СР (а) и проволоки из сплава ТН1 (б) методом трехточечного изгиба

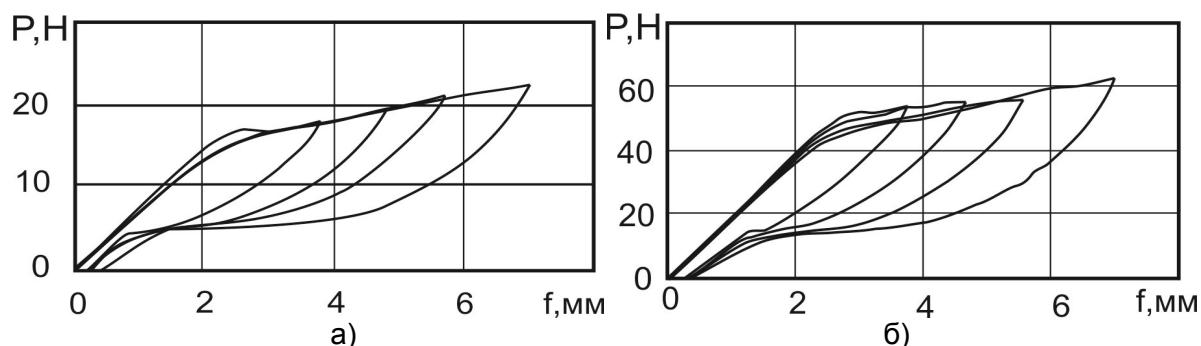


Рисунок 3 - Статические испытания КМ НТ-СР с объемной долей волокон 4 % (а) и 12 % (б) методом трехточечного изгиба

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-Петербург, 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 °C со скоростью 10 °C/c → 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.

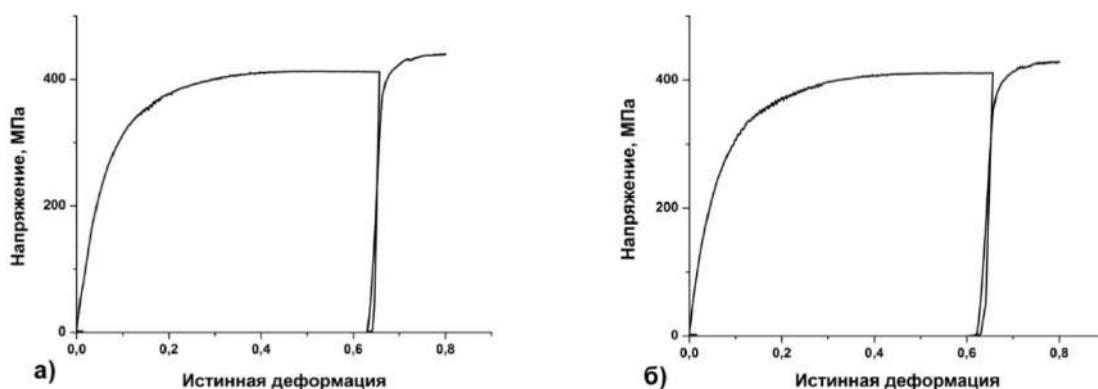


Рисунок 1 - Кривые двойного нагружения, полученные для IF-стали при температуре 450°C и длительностях междеформационной паузы 3 (а) и 180 мин (б)

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 ($2*10^{12}$ 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]:

$$E(T) \square 2.11*10^{11} \left[1 - \frac{T - 300}{1989}\right] \text{ (Па).} \quad (2)$$

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 а-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.

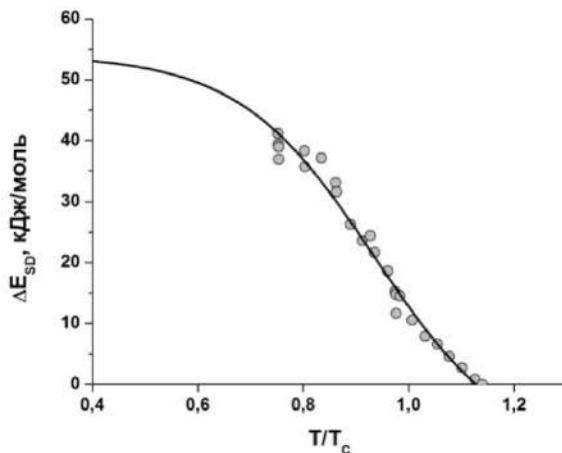


Рисунок 2 - Зависимость величины $\Delta E_{SD}(T)$ от отношения T / T_c (T_c – температура Кюри). Представленные экспериментальные данные [6] аппроксимированы с помощью функции Больцмана.

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 $5.26*10^{-28}$ м³ (31.7 б³, где б

– модуль вектора Бюргерса для а-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.

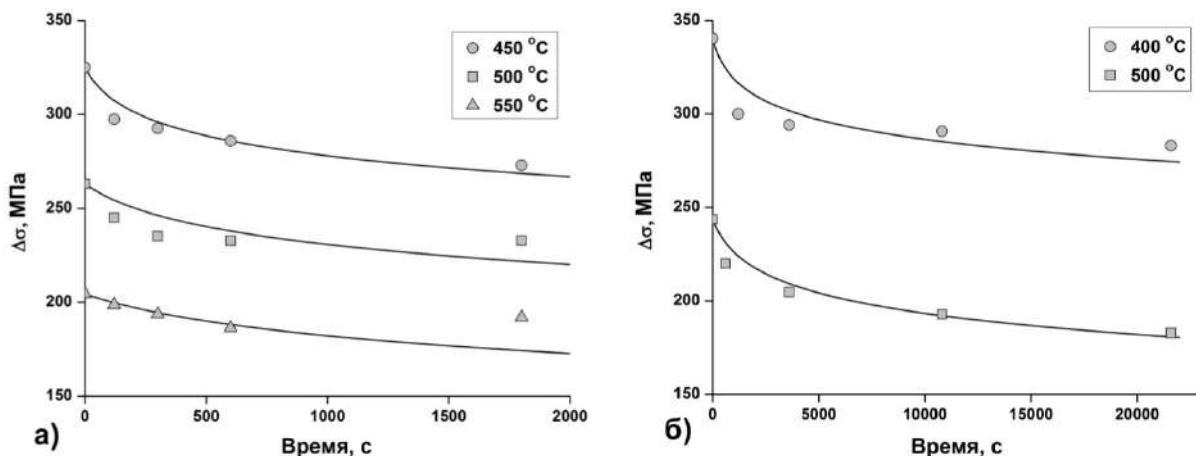


Рисунок 3 - Расчетные кинетические кривые разупрочнения при возврате деформированных IF-стали (а) и стали 08пс (б) и соответствующие экспериментальные данные для разных температур отжига.

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. Martínez-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 субмикрокристаллического 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 $10^2\text{-}10^3 \text{ с}^{-1}$, что соответствует динамическому нагружению (!).

Рассмотрено аномальное поведение прочностных характеристик субмикрокристаллических 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 вниманиеделено 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 субмикрокристаллических 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 °C) 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 стринг 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 стринг) 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 полому 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 оплётки 22, где и получается латексная

оплетенная нить 23. Эта нить вытяжной парой 13 через пруток 14 и раскладчик 15 поступает на барабан 16, который формирует бобину 24.

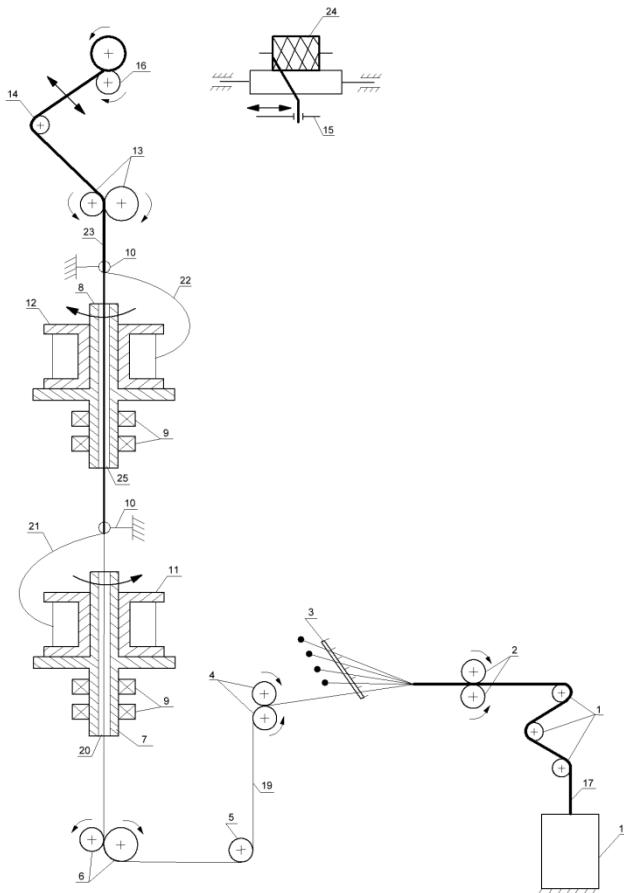


Рисунок 2 – Машина для получения латексных оплетенных нитей

На рисунке 3 представлена 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.

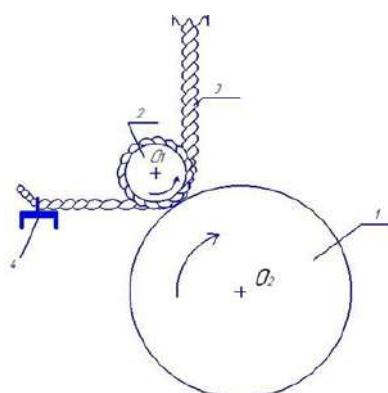


Рисунок 3 – Схема движения латексной нити в зоне питающей пары

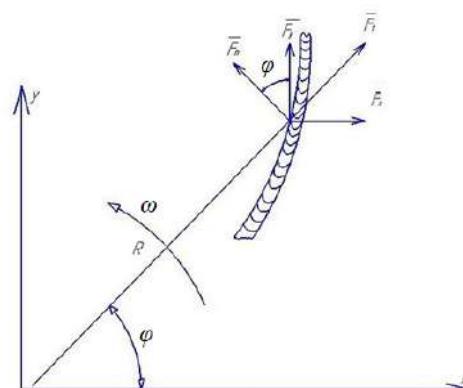


Рисунок 4 – Схема для определения натяжения латексной нити в зоне питания

Проведя необходимые расчеты и математические преобразования получен интеграл натяжения нити (1), а также формула постоянной С (2)

$$\int f(\theta) d\theta = C - \frac{1}{2} f_0 \omega^2 R^2, \quad (1)$$

$$C = \frac{1}{3} R f_0 \omega R \quad (2)$$

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.

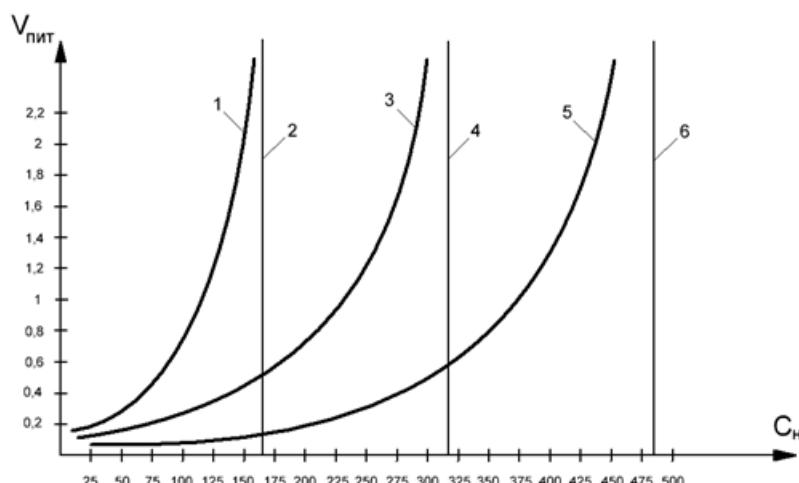


Рисунок 5 – Графики зависимости натяжения латексного сердечника от скорости прохождения нити через зону формирования

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 AI-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}

¹*Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия*

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия*

³*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

⁴*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия
t.latynina13@yandex.ru*

Алюминиевые сплавы обладают такими свойствами, как высокая электропроводность, коррозийная 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 °C обеспечивает формирование дисперсных наноразмерных частиц Al₃Zr метастабильной фазы L₁₂, что приводит к хорошей термостабильности свойств при температурах до 150–230 °C [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 подвернутого длительному высокотемпературному старению и последующей обработке ИПДК.

Исходный сплав Al-0.4Zr, полученный методом непрерывного литья и прокатки, был состарен при температуре 375 °C в течение 60 ч, структурирован ИПДК под давлением 6 ГПа на 10 оборотов при комнатной температуре (далее образцы AG-HPT). Затем образцы AG-HPT дополнительно отжигались при температуре 230 °C в течение t=1-5 ч (далее образцы AG-HPT-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 °C, 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% 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 ≈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%.

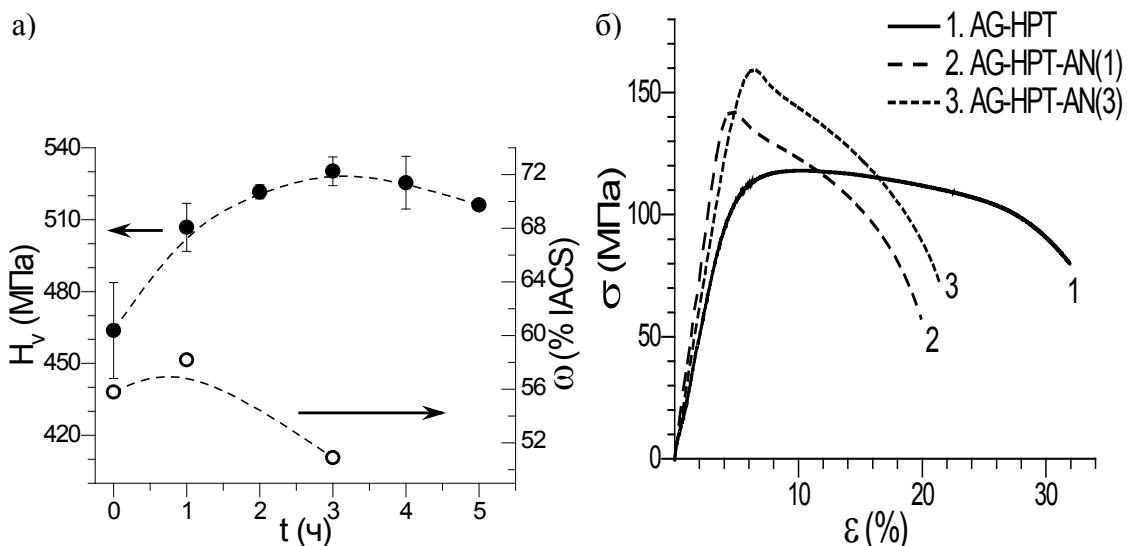


Рисунок 1 - (а) – Зависимости микротвердости (H_V) и электропроводности (ω) от времени отжига (t) для УМЗ сплава Al-0.4Zr, предварительно состаренного и обработанного ИПДК; (б) – диаграммы напряжение-деформация для состояний AG-HPT, AG-HPT-AN(1) и AG-HPT-AN(3).

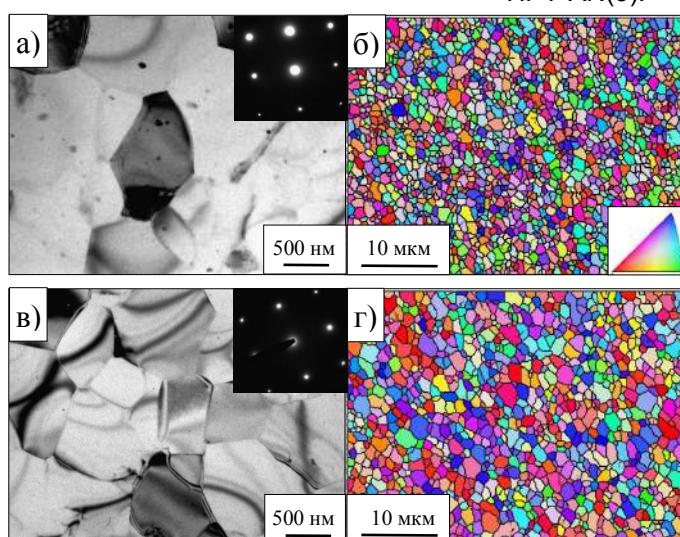


Рисунок 2 - Типичная микроструктура, дифракционные картины и карты ДОРЭ для УМЗ сплава Al-0.4Zr, предварительно состаренного и обработанного ИПДК, после отжига в течение 1 ч (а, б) и в течение 3 ч (в, г).

результатом отжига малоугловых ($\leq 2^\circ$) границ зерен (БУГЗ) с 78 до 85%. Такое небольшое увеличение размера зерна и доли БУГЗ предположительно является

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

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-HPT, 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.

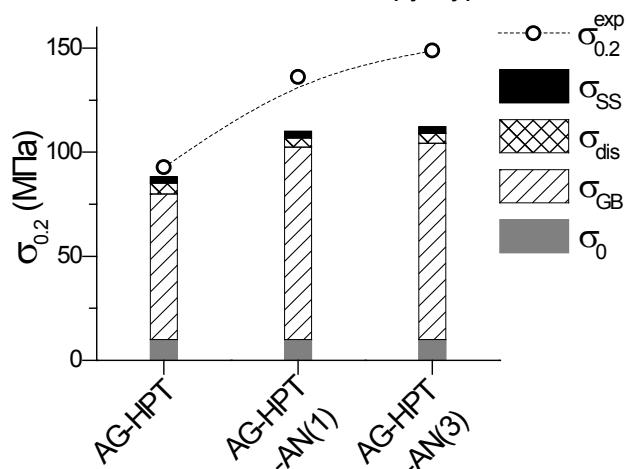


Рисунок 3 - Диаграмма вкладов возможных механизмов в упрочнение ($\sigma_{0.2}^{th}$): твердорастворного (σ_{SS}), дислокационного (σ_{dis}), зернограничного (σ_{GB}), напряжения Пайерлса-Набарро (σ_0) и экспериментальные значения ($\sigma_{0.2}^{exp}$) для состояний AG-HPT, AG-HPT-AN(1) и AG-HPT-AN(3)

Список литературы

- Д.И. Белый. Кабели и провода, 1(332), с. 8–15 (2012).
- N.A. Belov, A.N. Alabin, I.A. Matveeva, D.G. Eskin. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 25(9), p. 2817–2826 (2015).
- K.E. Knipling, D.C. Dunand, D.N. Seidman. Acta Mater., 56(1), p 114–127 (2008).
- R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. Prog. Mat. Sci., 45, p. 103–189 (2000).
- 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).
- A.M. Mavlyutov, A.S. Bondarenko, M.Yu. Murashkin, E.V. Boltynjuk, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. JALCOM, 698, p. 539–546 (2017).
- 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. Купревича, 10, Минск, Беларусь

Email pesc@bas-net.by

Введение

Одним из эффективных способов повышения качества металлообрабатывающего инструмента и увеличения его рабочего ресурса является разработка новых методов упрочнения и приданье 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].

Сверхтвёрдые покрытия особо эффективно проявляют себя при высокоскоростной обработке закаленных сталей, никелевых сплавов и высокопрочных чугунов [3]. Существенным недостатком особо твердых и сверхтвёрдых 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 термопара, 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 $\text{Cu}-\text{K}\alpha$ $1,54 \text{ \AA}$. Химический состав исходных образцов стали исследовался с помощью энергодисперсионного микрозондового анализа (Philips SEN-15). Для измерения твердости тонкого приповерхностного слоя использовался микротвердомер ПМТ-3 с индентором Кнута при нагрузке 50 г, времени выдержки 10 с. Трибологические испытания проводились на приборе, работающем по схеме "палец-диск" с двумя контроллерами: шарик из стали ШХ15 и шарик из сплава ВК6. Диаметр контроллеров 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 контролера определялся на цифровом оптическом микроскопе «OLIMPUS» по размерам площадки на изношенной стороне шарика. Оценка адгезии производилась на скрэтч-тестере модели JLST022, оснащенным 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.

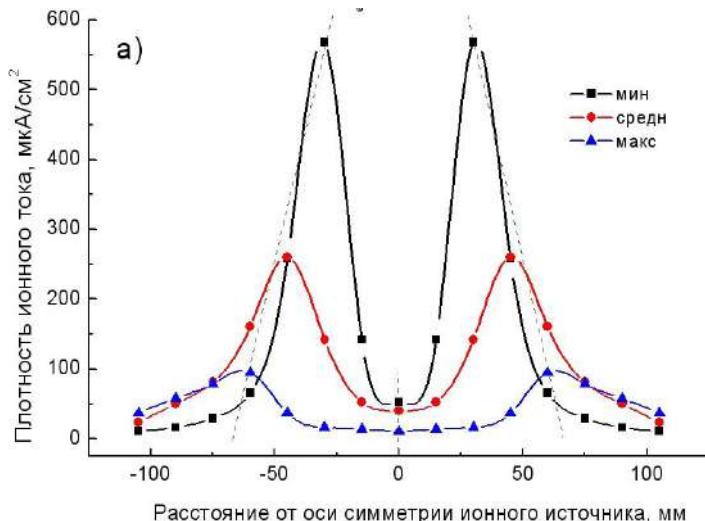


Рисунок 1 - Пространственное распределение ионного тока при ускоряющем напряжении 2 кВ и давлении азота 8.0 мПа Расстояние до ионного источника: мин – 50 мм, средн. – 150 мм, макс. 200 мм.

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 стерадиан. 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 Р18 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 Р18 представлен фазами α -Fe и карбида $(\text{Fe}, \text{Me})_6\text{C}$, 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 $(\text{Fe}, \text{Me})_6(\text{C}, \text{N})$ 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 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{N}_{1-x}$ и $\beta\text{-W}_2\text{N}$, при этом отмечен примерно двукратный рост карбонитридной фазы $(\text{Fe}, \text{Me})_6(\text{C}, \text{N})$. Добавление ацетилена привело к образованию новых нитридных фаз. Это свидетельствует о том, что ацетилен повышает восприимчивость стали Р18 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.

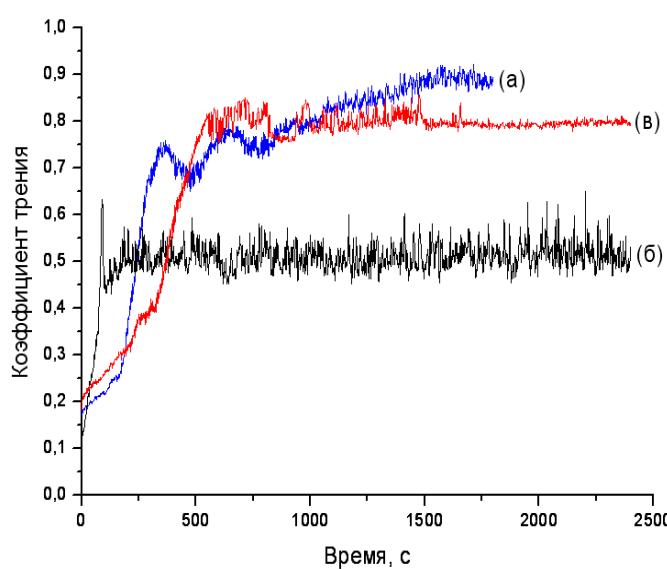


Рисунок 2 – Зависимость коэффициента трения от времени для исходного образца Р18 в паре с контртелом из ШХ15 (а), азотированного при ускоряющем напряжении 4 кВ в паре с контртелом из ШХ15 (б) и в паре с контртелом из сплава ВК6 (в)

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 нанокомпозиционного покрытия ZrCN на азотированной поверхности основы.

Заключение

В ходе выполненных исследований определены оптимальные параметры ионно-лучевого азотирования поверхности инструментальной стали Р18, позволяющие достичь максимальной твердости. Установлено, что при ионно-лучевом азотировании происходит формирование нитридных фаз $(Fe, Cr)_2N_{1-x}$ и $\beta-W_2N$ при практических 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 нанокомпозиционных покрытий ZrCN к основе и повышает их устойчивость к трещинообразованию. Полученные результаты позволили разработать гибридную технологию поверхностного упрочнения инструментальной стали Р18, 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. Сверхтвердыеnanoструктурные покрытия в ННЦ ХФТИ / ФИП ФИП РСЕ – 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-yusipov@mail.ru

³ Национальный 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 проведённых 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 А_c в диапазоне 10°C).
2. Необходимость однородности химического состава по сечению слитка (наличие неоднородности может привести к колебанию функциональных свойств в объёме 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].

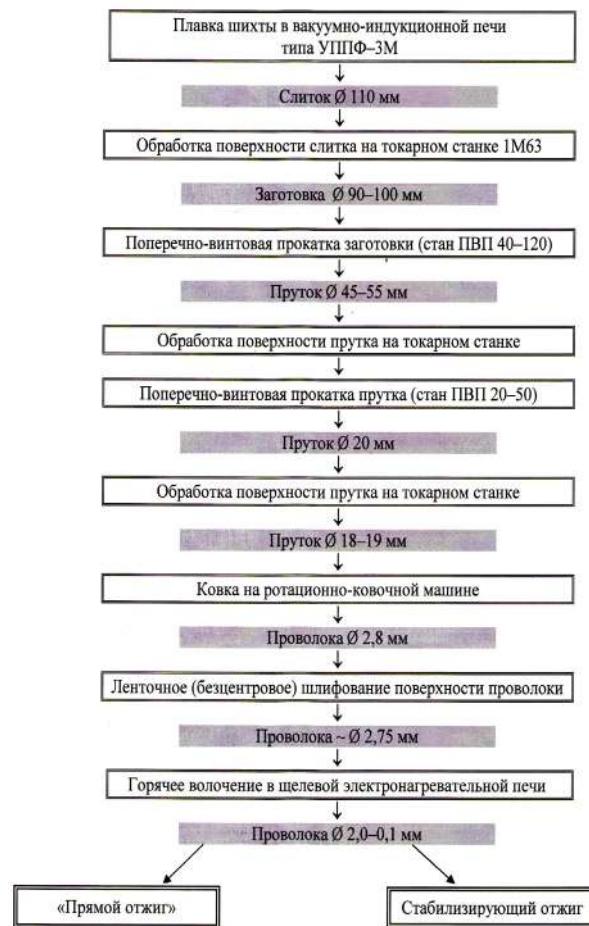


Рисунок 1- Технологическая схема производства полуфабрикатов из сплавов никелида титана Промышленного центра МАТЭК-СПФ [3].

На основании исследования слитков первых опытных 10 плавок 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 размыывку 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-AFLS 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 разультатов исследований качество продукции предприятия «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» находится на уровне мировых, в частности американских, стандартов [4].

Внедрение результатов проведённых 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.Симицу , Ю. Судзуки - Пер. с японск. М.: Металлургия, 1990.- 260 с.
2. Андреев В.А. , Бондарев А.Б. // Науч. тр. XXXYIII 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. Karelina, 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 «крыхлое», 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 - 7240МПа. 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 диффузационного 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 (Не-Не лазер, $\lambda = 0,63$ мкм) на этой квазипериодической структуре.

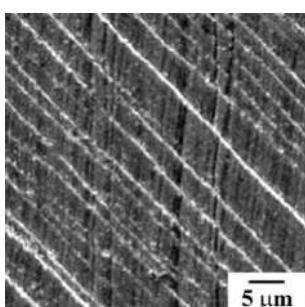


Рисунок 1 - Микрофотография квазипериодической структуры деформационного рельефа, возникшей на полированной поверхности одного из зёрен поликристалла алюминия после его деформирования на 7,5%. Получена с помощью растрового микроскопа JEOL GSM-840.

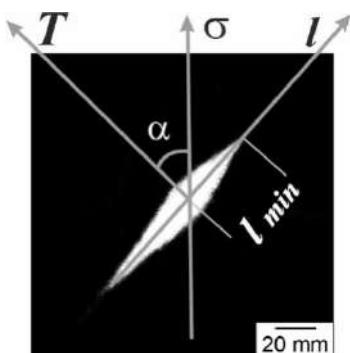
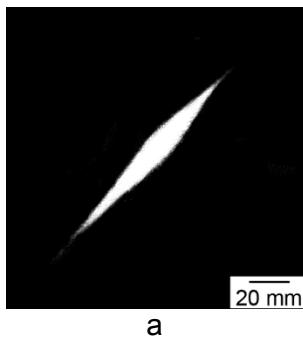


Рисунок 2- Дифракционная картина, полученная в результате дифракции лазерного излучения (He-Ne лазер, $\lambda = 0,63$ мкм) на квазипериодической структуре, приведенной на рис. 1, где l – направление дифракции; σ – направление растяжения образца; T – направление линий скольжения на поверхности образца.

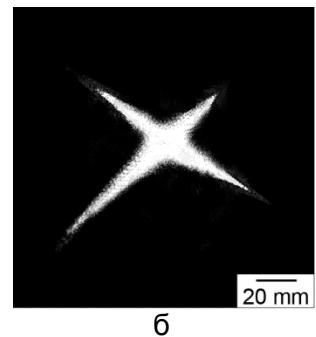
Как видно из рисунка 1, квазипериодичность структуры отличается двумя основными параметрами – непостоянством периода (расстояния между линиями скольжения) и искривлением линий скольжения, составляющих эту структуру. Легко показать, что первый фактор всегда приводит к размытию дифракционных рефлексов 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 деформации, изменяется.



а



б

Рисунок 3 - Картинки рассеяния пучка лазера от поверхности одного из зерен поликристаллического образца алюминия, полученные в процессе деформирования: а – $\varepsilon = 5\%$ (скольжение протекает по одной системе скольжения); б – $\varepsilon = 12,5\%$ (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 $\varepsilon \approx 2\%$. 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 $\varepsilon \approx 10\%$).

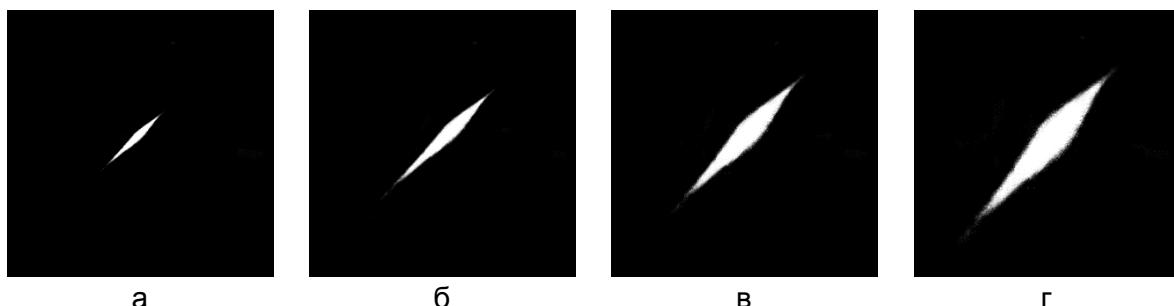


Рисунок 4 - Картинки рассеяния лазерного пучка на деформационном рельефе, возникающем на полированной поверхности образца при его деформировании на: $\varepsilon = 2\%$ (а); $\varepsilon = 10\%$ (б); $\varepsilon = 18\%$ (в); $\varepsilon = 31\%$ (г).

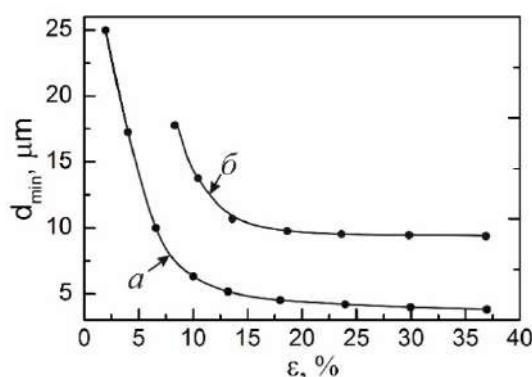


Рисунок 5 - Изменение расстояния между ближайшими линиями скольжения от степени деформации поликристаллического образца алюминия с благоприятной ориентацией зерна для скольжения в центральной части (а) и вблизи границы (б).

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 исчерпывает 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., Жиляев 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 НИТИНОЛОВОЙ ПРОВОЛОКИ

Минченя В.Т.¹, Савченко А.Л.¹, Рубаник В.В. (мл.)²

¹*Белорусский национальный технический университет, Минск, РБ,*

vladimir.minchenya@mail.ru

²*Витебский государственный технологический университет, Витебск, РБ, jr@tut.by*

В связи с ростом сердечно-сосудистых патологий и появлением новых методик их лечения Беларусь имеется 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, клапаны-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 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-марテンситного 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 °C) и максимальную жесткость при рабочей температуре внутри человеческого тела (36...42 °C). Предполагалось, что ультразвуковое воздействие позволит смещать диапазоны аустенит-марленситного 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 подают 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.

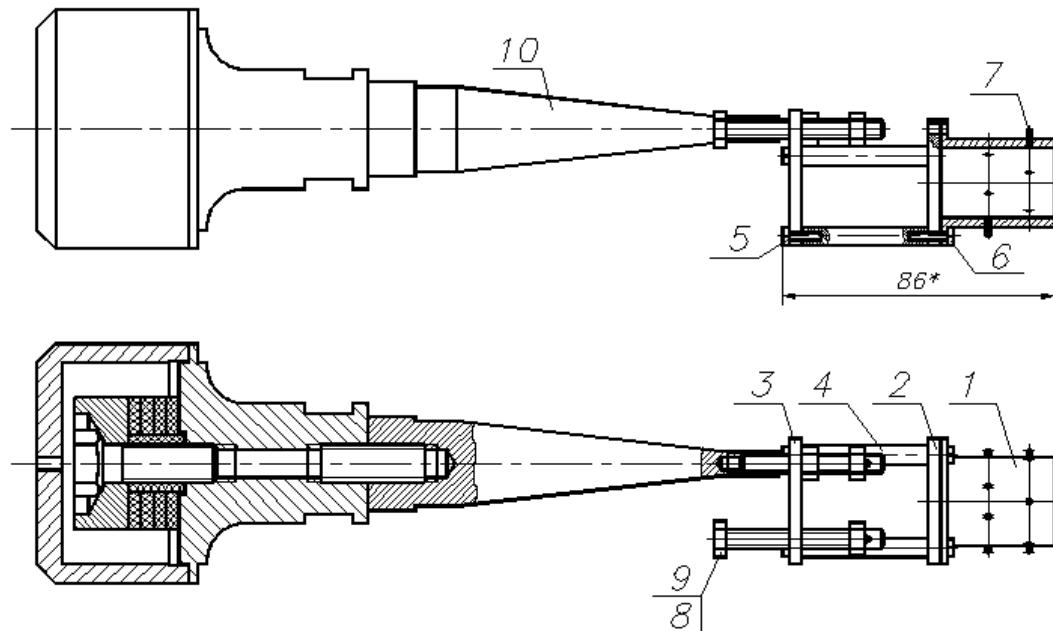


Рисунок 1

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.

В качестве исходного сырья выбран порошок аустенитной нержавеющей стали 03Х16Н15М3 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 пластины изменялся от 40 до 60°.

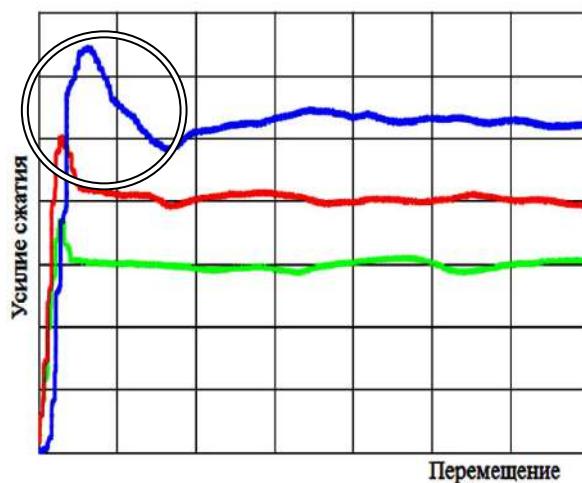


Рисунок 1- Серия диаграмм $P(\Delta)$, полученных при испытании сот. Рост ауксетического экстремума пропорционален толщине связывающих пластин.

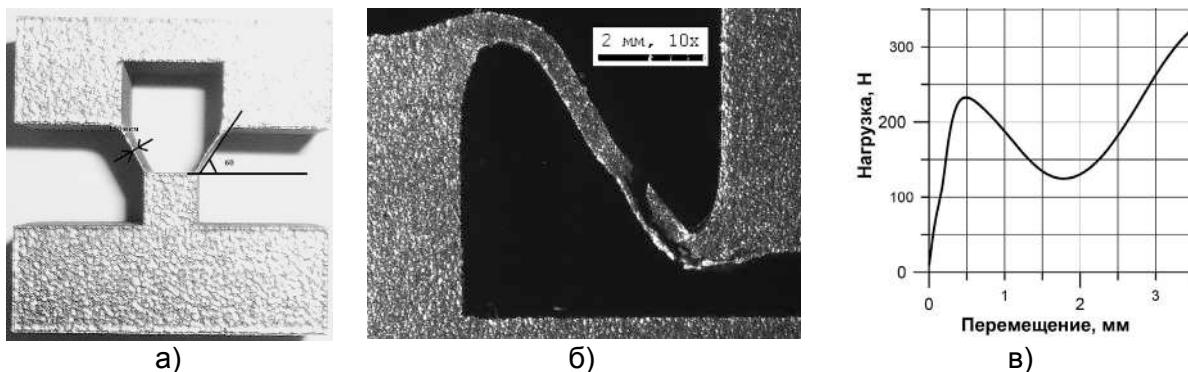


Рисунок 2- а) Клипса, изготовленная из порошка 03Х16Н15М3 методом СЛС; б) Фрагмент деформированной связующей пластины; в) Диаграмма сжатия $P(\Delta)$.

Механические испытания показали, что сжатие клипс приводит к S-образной форме связывающих 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 клипов 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).

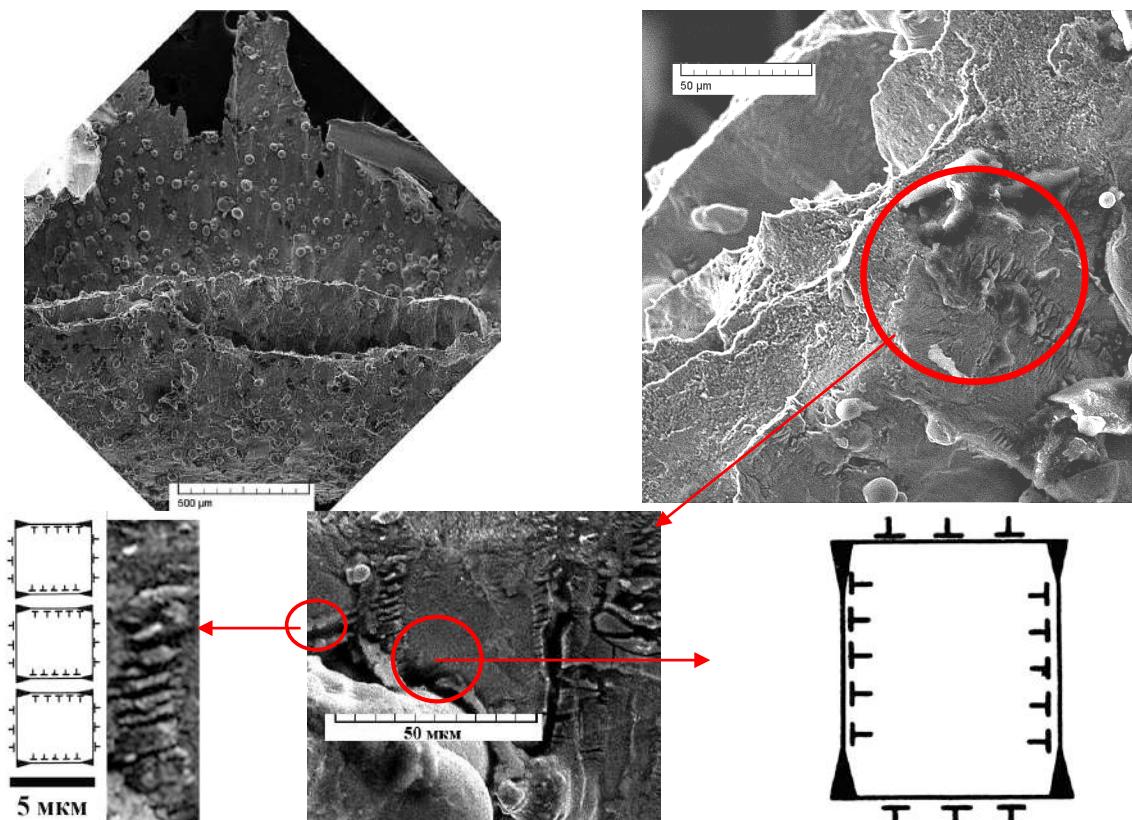


Рисунок 3 - Морфология микрорельефа на участках излома связующих пластин, разрушенных при испытаниях клипов скатием. Верхний ряд: линзообразные раскрытия и площадки локализованного сдвига (слева) и участки разной морфологии (справа). Нижний ряд: выделенные особенности со схемами их образования как результат колективного 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 ($\sim 50 \times 5$ мкм) с чередующимися поперечными микротрецинами 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 формированием 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 дисперсионными 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 ауксизма.

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 СТЕСНЕНИМ 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 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 поборота; 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 $\delta = \frac{h}{a} = \frac{1}{40}$, $T_0 = 60^\circ C$, $\alpha_t = 125 \times 10^{-7}$ 1/град, получим $\frac{\bar{W}_{max}^{mik.}}{\bar{W}_{max}^{kl.}} = 0.97$ при $B^* = 1.5 \times 10^{-5}$,

$\frac{\bar{W}_{max}^{mik.}}{\bar{W}_{max}^{kl.}} = 0.79$ при $B^* = 1.5 \times 10^{-4}$, $\frac{\bar{W}_{max}^{mik.}}{\bar{W}_{max}^{kl.}} = 0.27$ 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 следующей системой уравнений:

Уравнения равновесия

$$\begin{aligned} \frac{\partial N_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial N_{23}}{\partial x_2} &= -\tilde{p}_3, & N_{3i} - \left(\frac{\partial M_{ii}}{\partial x_i} + \frac{\partial M_{ji}}{\partial x_j} \right) &= h\tilde{p}_i \\ \frac{\partial L_{ii}}{\partial x_i} + \frac{\partial L_{ji}}{\partial x_j} + (-1)^j(N_{j3} - N_{3j}) &= -\tilde{m}_i, & \frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial x_2} + (M_{12} - M_{21}) &= 0, \quad i, j = 1, 2, \end{aligned} \quad (4)$$

Физические соотношения термоупругости

$$\begin{aligned} N_{i3} + N_{3j} &= 4\mu h(\Gamma_{i3} + \Gamma_{3j}), & L_{ij} &= 2h[(\gamma + \varepsilon)k_{ij} + (\gamma - \varepsilon)k_{ji}], \\ M_{11} &= \frac{2Eh^3}{3(1-\nu^2)}[K_{ii} + \nu K_{jj} - (1+\nu)\alpha_i \chi_i], & M_{12} + M_{21} &= \frac{2\mu h^3}{3}[K_{12} + K_{21}], \\ L_{ii} &= 4\gamma h k_{ii}, \quad \Lambda_{i3} = \frac{2h^3}{3} \frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} l_{i3}. & i, j &= 1, 2, \end{aligned} \quad (5)$$

Геометрические соотношения

$$\begin{aligned} \Gamma_{i3} + \Gamma_{3j} &= \frac{\partial w}{\partial x_1} + \psi_i, \quad K_{ii} = \frac{\partial \psi_i}{\partial x_i}, \quad K_{12} + K_{21} = \frac{\partial \psi_1}{\partial x_2} + \frac{\partial \psi_2}{\partial x_1}, \quad k_{ii} = \frac{\partial \Omega_i}{\partial x_i}, \quad k_{ij} = \frac{\partial \Omega_j}{\partial x_i}, \\ \Omega_i &= -\frac{1}{2}(-1)^j \left(\psi_j - \frac{\partial w}{\partial x_j} \right), \quad \iota = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \psi_2}{\partial x_1} - \frac{\partial \psi_1}{\partial x_2} \right), \quad l_{i3} = \frac{\partial \iota}{\partial x_i}. \quad i, j = 1, 2. \end{aligned} \quad (6)$$

На каждом краю пластиинки 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

$$\begin{aligned} \frac{dN_{13}}{dr} + \frac{1}{r}N_{13} &= -\tilde{p}_3, & N_{31} - \frac{dM_{11}}{dr} - \frac{1}{r}(M_{11} - M_{22}) &= h\tilde{p}_1, \\ \frac{dL_{12}}{dr} + \frac{1}{r}(L_{12} + L_{21}) + (N_{31} - N_{13}) &= -\tilde{m}_2 \end{aligned} \quad (7)$$

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 :

$$\begin{cases} 2\mu h \nabla^2 w + 2\mu h \left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r} \psi_1 \right) - \frac{h(\gamma + \varepsilon)}{2} \nabla^2 \nabla^2 w + \frac{h(\gamma + \varepsilon)}{2} \frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left(r \frac{d}{dr} \left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r} \psi_1 \right) \right) = -\tilde{p}_3 \\ 2\mu \left(\frac{dw}{dr} + \psi_1 \right) + \frac{\gamma + \varepsilon}{2} \frac{d}{dr} (\nabla^2 w) - \left(\frac{\gamma + \varepsilon}{2} + \frac{2Eh^2}{3(1-v^2)} \right) \frac{d}{dr} \left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r} \psi_1 \right) + \frac{2Eh^2}{3(1-v)} \alpha_t \frac{d\chi_t}{dr} = \tilde{p}_1 \end{cases} \quad (10)$$

$$\text{где } \nabla^2 w = \left(\frac{d^2 w}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{dw}{dr} \right).$$

Приведем численные результаты:

1) прямоугольная пластинка, когда края пластинки шарнирно оперты;

когда $\delta = \frac{h}{a} = \frac{1}{40}$, $T_0 = 60^\circ C$, $\nu = 0.33$, $\alpha_t = 125 \times 10^{-7} \frac{1}{\text{гр}}$, получим $\frac{\bar{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\bar{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.49$ при

$$\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-5}, \quad \frac{\overline{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\overline{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.31 \text{ при } \bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-3}, \quad \frac{\overline{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\overline{W}_{\max}^{\text{кл.}}} = 0.25 \text{ при } \bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-1},$$

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

$$\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-4}, \frac{\overline{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\overline{W}_{\max}^{\text{к.т.}}} = 0.40 \text{ при } \bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 5 \times 10^{-4}, \frac{\overline{W}_{\max}^{\text{мик.}}}{\overline{W}_{\max}^{\text{к.т.}}} = 0.26 \text{ при } \bar{\gamma} = \bar{\varepsilon} = 10^{-3}.$$

Как видно из приведенных результатов, при увеличении микрополярных физических безразмерных постоянных, жесткость пластиинки 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 ГКН МОН РА в рамках научного проекта № SCS 15Т-2С138.

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 координата 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

$$\sigma_{21}^0 = \sigma_{21}(\varphi) \quad (3)$$

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 напряжениям 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

$$N = 2Eh\Gamma_{11}, \quad Q_1 = 2h(\mu + \alpha)\Gamma_{12} + 2h(\mu - \alpha)\Gamma_{21}, \quad Q_2 = 2h(\mu + \alpha)\Gamma_{21} + 2h(\mu - \alpha)\Gamma_{12},$$

$$M_{11} = \frac{2Eh^3}{3} K_{11}, \quad L_{13} = 2Bhk_{13}. \quad (6)$$

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:

$$U = \int_0^a \mathcal{E}_0 dx_1,$$

$$\mathcal{E}_0 = Eh\Gamma_{11}^2 + \frac{Eh^3}{3} K_{11}^2 + (\mu + \alpha)h\Gamma_{12}^2 + (\mu + \alpha)h\Gamma_{21}^2 + 2(\mu - \alpha)h\Gamma_{12}\Gamma_{21} + (\gamma + \varepsilon)hk_{13}^2, \quad (8)$$

\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 $\bar{w}_{\max} \times 10^{-4}$	классическая модель $\bar{w}_{\max} \times 10^{-4}$	$\frac{w_{\max}^{mik.}}{w_{\max}^{cl.}}$
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 окалины 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 окалины вглубь металла [3,5]. Вдавленная в НЛЗ окалина провоцирует появление дефекта «вкатаная окалина» на стадиях горячекатаного передела, которая является трудноудаляемой на непрерывно-травильных агрегатах (НТА) [1,2,4]. Наличие окалины 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 окалины, особенно во вкатанном состоянии, имеет первостепенное значение при производстве горячекатаной продукции.

Исследования механизма образования дефекта «вкатаная 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 «вкатаная 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°С. 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).

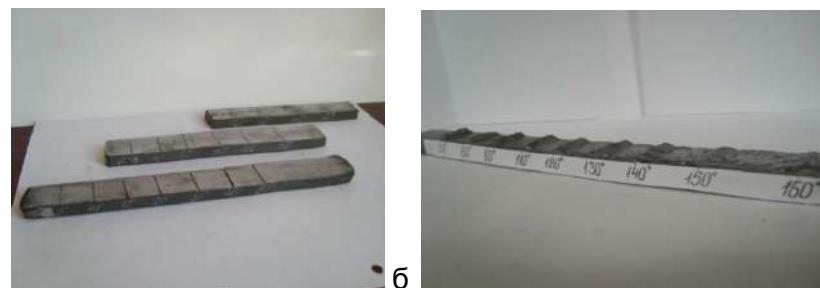


Рисунок 2 - Свинцовый образец с нанесенными искусственными дефектами:
а - типа «впадина»; б - типа «выступ»

Установлено, что выступы рифлений на поверхности валка окалинопомателя 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 окалинопомателе, 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 рифл ений 2α	Углы раствора впадин										Среднее значе- ние	
	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 сплющенной вершиной, часть которой наслаживается на основную поверхность образца с защемлением окисной пленки и раскатываются по поверхности образца без наслоений 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 окалины 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.

¹Институт 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 дальнодействующих 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 дальнодействующими 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.

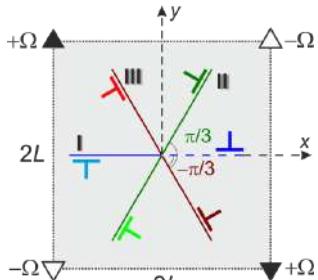


Рисунок 1 - Схематическое изображение модельного квадратного зерна с тремя плоскостями скольжения.

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 $K = B\tau_0^{m+1} / D\omega$, 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 шпера напряжений от времени моделирования для различных значений K и при $Q=1.0$. Поскольку значения шпера 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 дальнодействующих полей напряжений, как видно на рис. 4б.

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

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

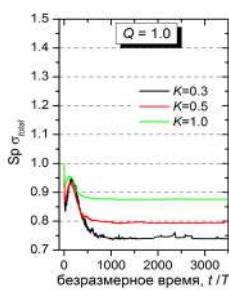


Рисунок 2-
Зависимость
изменения
относительного
шпера
напряжений,
рассчитанная для
одной и той же
системы от
времени УЗО.

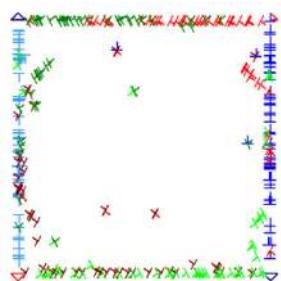
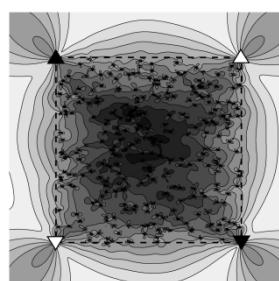
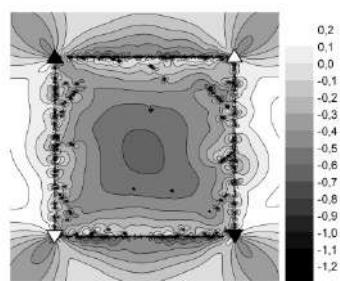


Рисунок 3 -
Расположение
дислокаций в
расчетной ячейке
после УЗО в течение
5000 периодов
колебаний при
значениях
параметров $K=0.3$ и
 $Q=1.0$.



а)

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.



б)

определенены 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 субструктур внутри зерна. Рассмотренная модель все еще является неполной, так как не принимает во внимание такие процессы, как генерация дислокаций, их переползание, 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. 125187.
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., Жиляев 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, обладающими 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, скомканный графен; (б) структуры с sp^3 гибридизацией, например, алмазоподобные фазы и (в) структуры со смешанной гибридизацией, например sp^2-sp^3 каркасныеnanoструктуры. 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 молекуларно-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 молекуларной 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 A3, A7, A8, A9, а структуры, образованные совмещением фуллереноподобных молекул с замещением атомов в месте соединения – обозначение B. Примеры УАФ, изображенных в перспективе, показаны на рисунке 1.

В данной работе исследованы устойчивые фазы под действием гидростатического сжатия, на примере A7, 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.

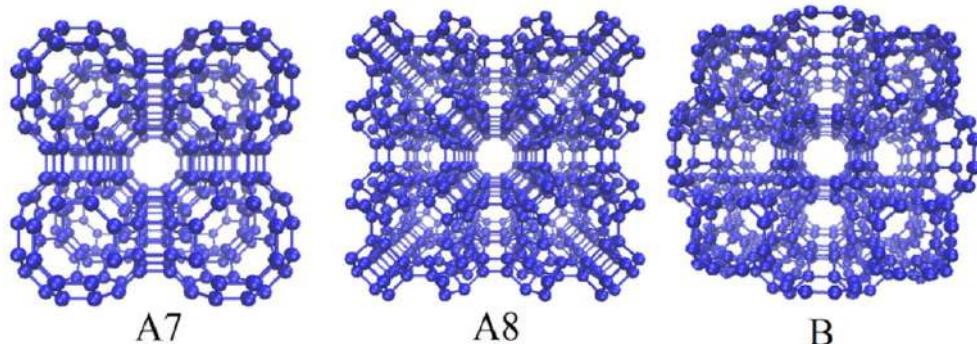


Рисунок 1- Пример устойчивых конфигураций исследуемых УАФ

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 ($3.5 - 3.53 \text{ г}/\text{см}^3$), 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.

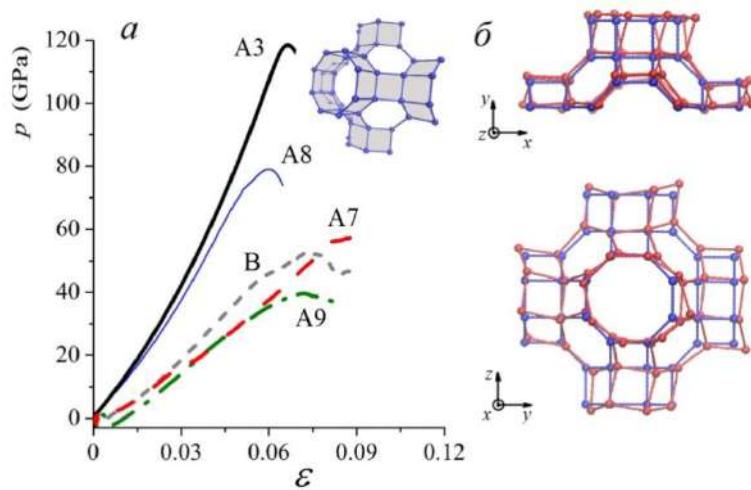


Рисунок 2 - (а) Зависимость гидростатического давления от деформации для устойчивых УАФ при гидростатическом сжатии. (б) Структура A7 в проекции на плоскости yz и xy в начальный и конечный момент времени.

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 величиной 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 A7: (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 A3 и A8) и переход к аморфному состоянию уже при малых плотностях (структуры A7, A9 и В).

Работа поддержана грантом Президента Российской Федерации для поддержки молодых российских учёных - докторов наук (МД-1651.2018.2)

Список литературы:

1. Бaimова Ю. А., Мурзаев Р. Т., Дмитриев С. В. // ФТТ. – 2014. – 56. – С. 1946
2. Baimova J.A., Liu B., Dmitriev S.V., Srikanth N., Zhou K. // Phys. Chem. Chem. Phys. – 2014. - 16, - Р. 1950.
3. Baimova J. A, Liu B., Dmitriev S. V., Kun Zhou. // Journal of Physics D: Applied Physics. - 2015. - 48. - Р. 095302.
4. Лисовенко Д.С., Бaimова Ю.А., Рысаева Л.Х., Городцов В.А., Дмитриев С.В. // ФТТ. - 2017. - 59.- С. 801.
5. Lisovenko D. S., Baimova J. A., Rysaeva L. Kh., Gorodtsov V. A., Rudskoy A.I., Dmitriev S. V. // PSS (b). – 2016. – 1-8. - Р. 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., Letollec R. // Nat Mater. – 2003. – 2. – Р. 151.

О ВЛИЯНИИ СКОРОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ
НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ, СВЯЗАННЫЕ С
ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ В СПЛАВАХ С ЭПФ

Хлопков Е.А.¹, Выюненко Ю.Н.², Журбенко П.Н.³, Затульский Г.З.⁴

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,

Санкт-Петербург, Российская Федерация, hlopkovelisey@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 ШeР, 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 ШeР "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 эквивалентному.

Изучение возможности подготовки "металлических мышц" к работе в ШeРах 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°C 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).

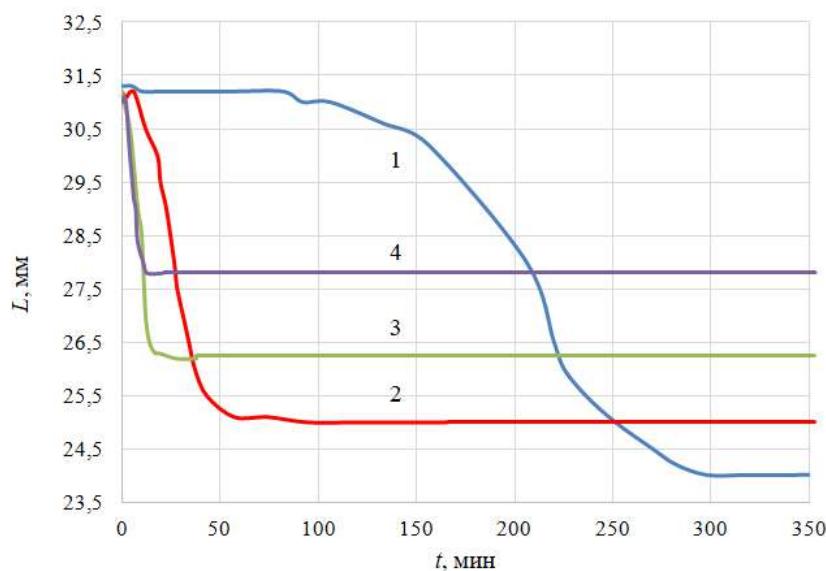


Рисунок 1 - Влияние скорости охлаждения на формоизменение овала из проволоки TiNi:

1 – охлаждение с печью; изотермически:
2 – при 26°C, 3 – 6°C, 4 – (-2)°C

При охлаждении силового элемента в изотермических условиях с комнатной температурой (26°C) деформационный эффект снижается на 1мм, а конечное усилие, действующее на кольцо составило $\sim 2,75\text{Н}$ (кривая 2, рис.1).

Охлаждение при 6°C (кривая 3, рис.1) и при $(-2)^{\circ}\text{C}$ (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 максимальныйхват объема образца гетерофазным состоянием составил $\sim 64\%$. В случае второго режима охлаждения (рис.2б) гетерофазное состояниехватывает практически всю конструкцию в течении нескольких секунд.

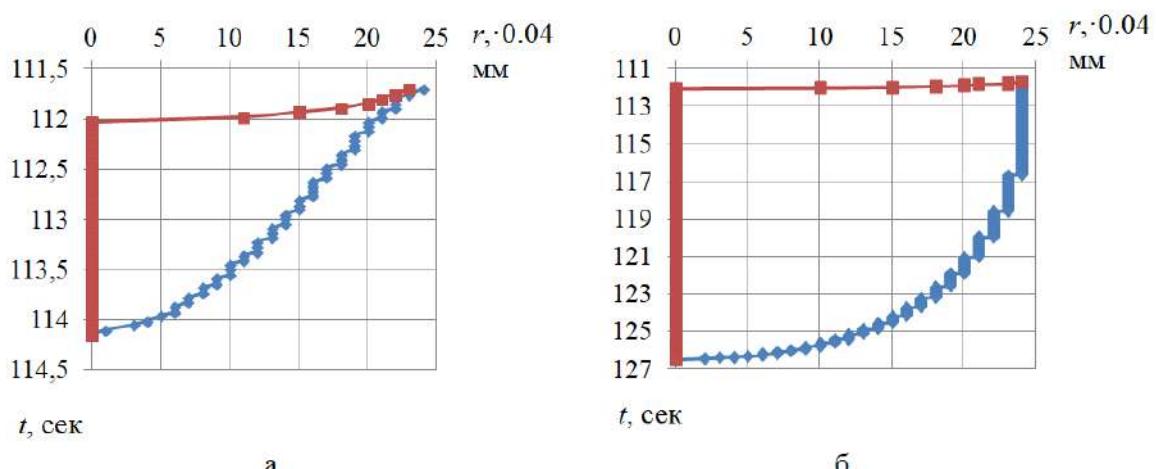


Рисунок 2- Границы прямого мартенситного превращения
в круглом сечении с течением времени при резком изменении
температуры на поверхности от 130°C до 0°C (а), до $M_f=40^{\circ}\text{C}$ (б)
и дальнейшей скорости охлаждения $\dot{T}=0,1^{\circ}\text{C}$

Аналогичные результаты были получены и для случая "противохода" в нагруженных "металлических мышцах" при работе ШeРa. 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 $\sim 4\text{мм}$. Высота спиралей составляла 42-48 мм при плотном прилегании витков. Внешний диаметр образца был равен $\sim 20\text{мм}$.

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 $1^{\circ}\text{C}/\text{мин}$.

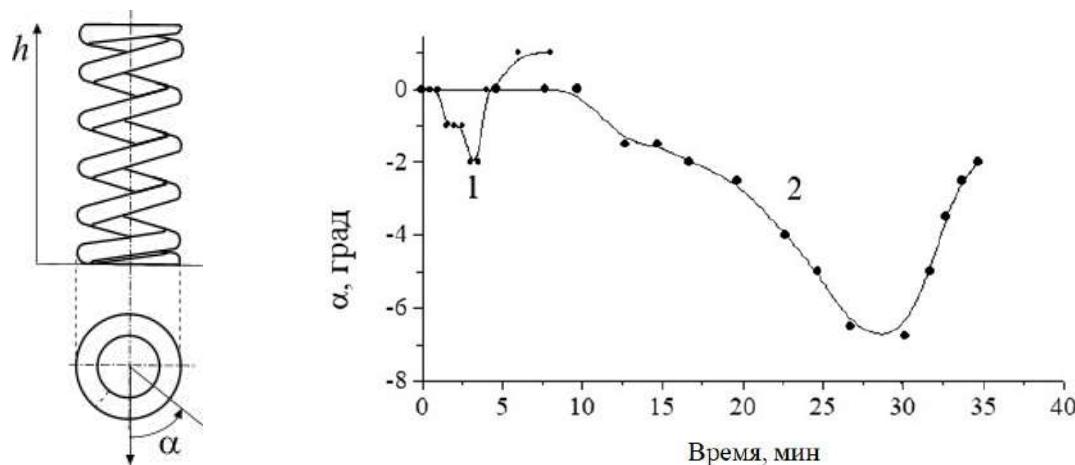


Рисунок 3 - Изменение α от времени при разных режимах

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 XXI 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

¹Государственное научное учреждение «Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого НАН Беларусь», г. Гомель, Республика Беларусь,
vkozhushko@mail.ru

²Учреждение образования «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 контактным методам 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 полуdiscа выполнялось микрометрическим столиком. Радиус цилиндрической поверхности образцов равен 10 мм, а толщина – 5 мм.

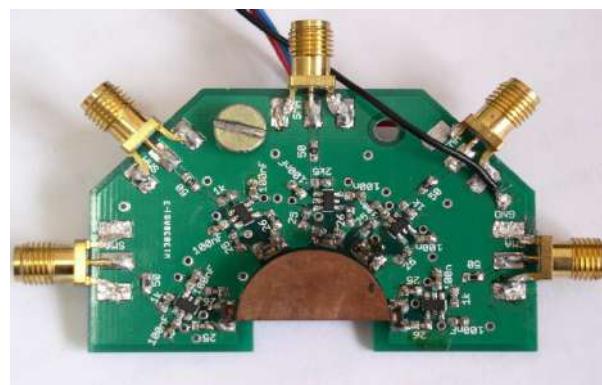


Рисунок 1 - Изображение многоэлементного регистрирующего устройства с образцом.

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 M1, 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 - Оптико-акустические сигналы, зарегистрированные в поликристаллической меди М1. Литера «П» обозначает продольный импульс, а «С» – сдвиговый 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 оптико-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 выделяют 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.

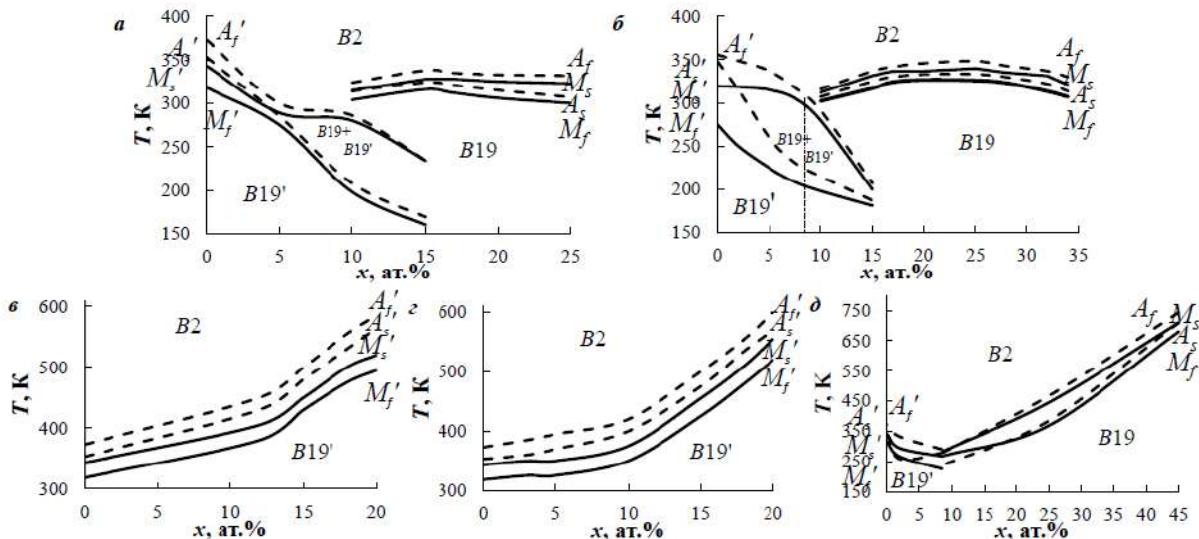


Рисунок 1- Диаграммы ТМП МЗ сплавов $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x$ ($x \leq 25$ ат. %) (а), $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50-x}\text{Hf}_x$ ($0 \leq x \leq 20$) (в), $\text{Ni}_{49.5}\text{Ti}_{50.5-x}\text{Zr}_x$ ($0 \leq x \leq 20$) (г) и $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Pd}_x$ ($0 \leq x \leq 45$) (д) и УМЗ сплавов $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x$ ($x \leq 35$ 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).

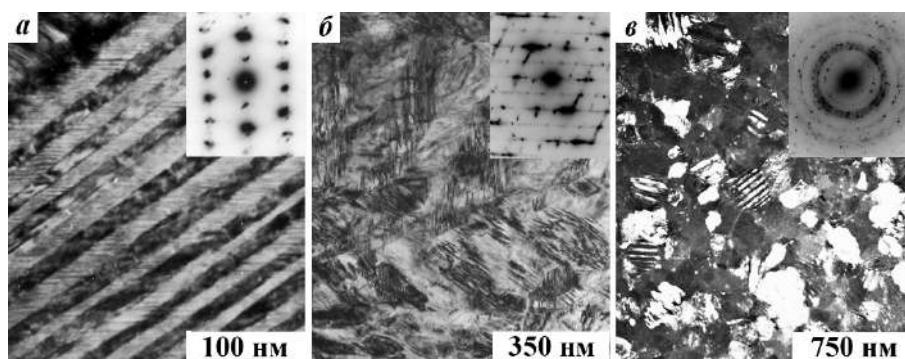


Рисунок 2- Светло- (а, б) и темнопольное (в) электронно-микроскопические изображения и соответствующие электронограммы (на вставках) тонкодвойникованного пакетного B19'-мартенсита МЗ-сплавов $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ (а), $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{32}\text{Hf}_{18}$ (б) и УМЗ $\text{Ni}_{45}\text{Ti}_{32}\text{Hf}_{18}\text{Cu}_5$ (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 ($0,2-0,3 < T_{\text{пл}}$), когда накопление дефектов максимально, а развитие релаксационных процессов заторможено. Техника КВД обеспечивает в условиях высокого давления (3-8 ГПа) предельные режимы пластической деформации ($e=5-7$ 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 удается. 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 B2-решетке атомной структурой. При низкотемпературном отпуске аморфных сплавов на основе TiNi легко удается реализовать высокооднородные по размеру зерен и объему сплавов 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).

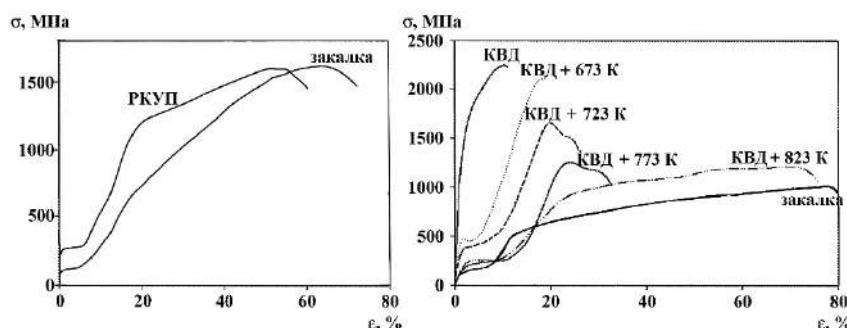


Рисунок 3 - Инженерные кривые « σ - ϵ » при растяжении сплава $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$: а) после закалки и РКУП (8 проходов при 723 К); б) после закалки, КВД на 5 оборотов и последующих отжигов

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).

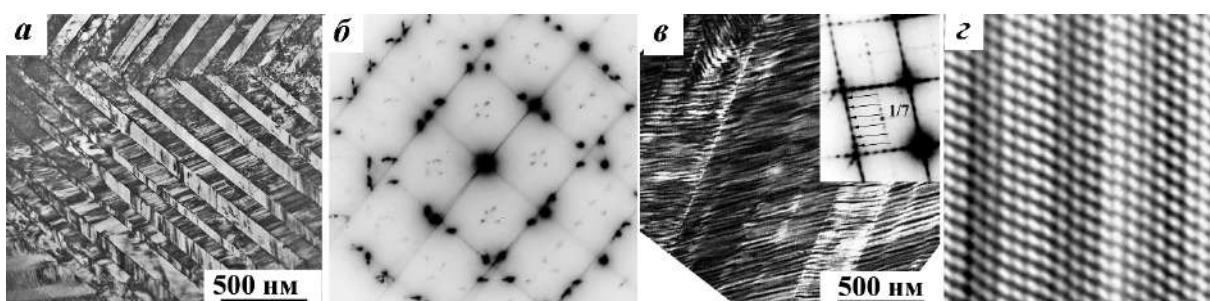


Рисунок 4- ПЭМ изображения 2M-(а) и 14M-мартенсита (в), соответствующие микроэлектронограммы (б и в, на вставке) и картина прямого атомного разрешения 14M-мартенсита (г)

Работа выполнена в рамках госзадания по теме «Структура» №AAAA-A18-118020190116-6, 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., Ягмурев М. А., Сугаров Х. Р.,
² Мезенева И.А.

1 Северо-Кавказский федеральный университет, г. Ставрополь, Россия,

2 ОАО «ТТ Аналитика», г. Москва, Россия

e-mail: Irina.mezeneva@thermotechno.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 × 15 × 15 (исследование микротвердости и абразивной износостойкости) и 100 × 30 × 25 мм (рентгеноструктурный анализ). Исследование прочности на изгиб проводили согласно ГОСТ 27034-86 (ISO 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 CuKa, $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$). 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.

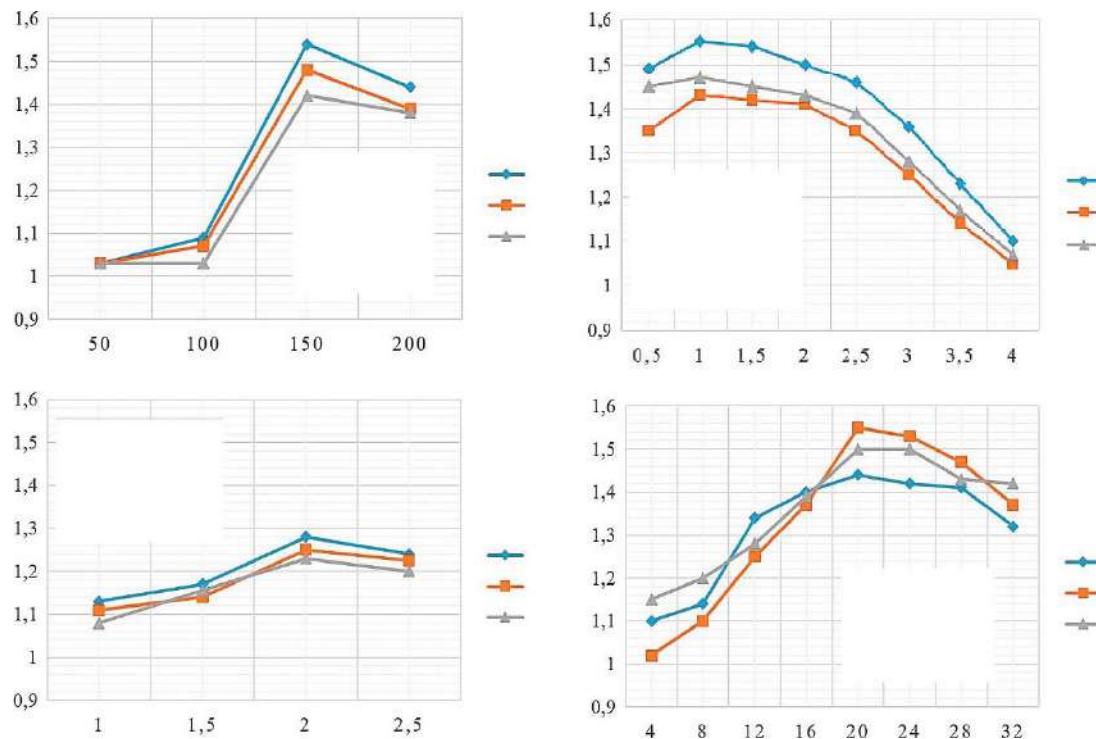


Рисунок 1- Зависимость изменения микротвердости твердых сплавов от режима ОИЛУ:
а — от энергии лазерного импульса E ; б — длительности лазерного импульса t ; в — диаметра луча лазера d_n ; г — расстояния от места облучения до исследуемой точки образца l (1 — ВК6; 2 — ВК8; 3 — Т5К10)

Видно, что зависимости характеризуются ярко выраженными экстремумами, по которым определили оптимальный режим ОИЛУ: $E = 150$ Дж, $t = 1,0$ мс, $d_n = 2,0$ 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 $\Delta d/d$ 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.

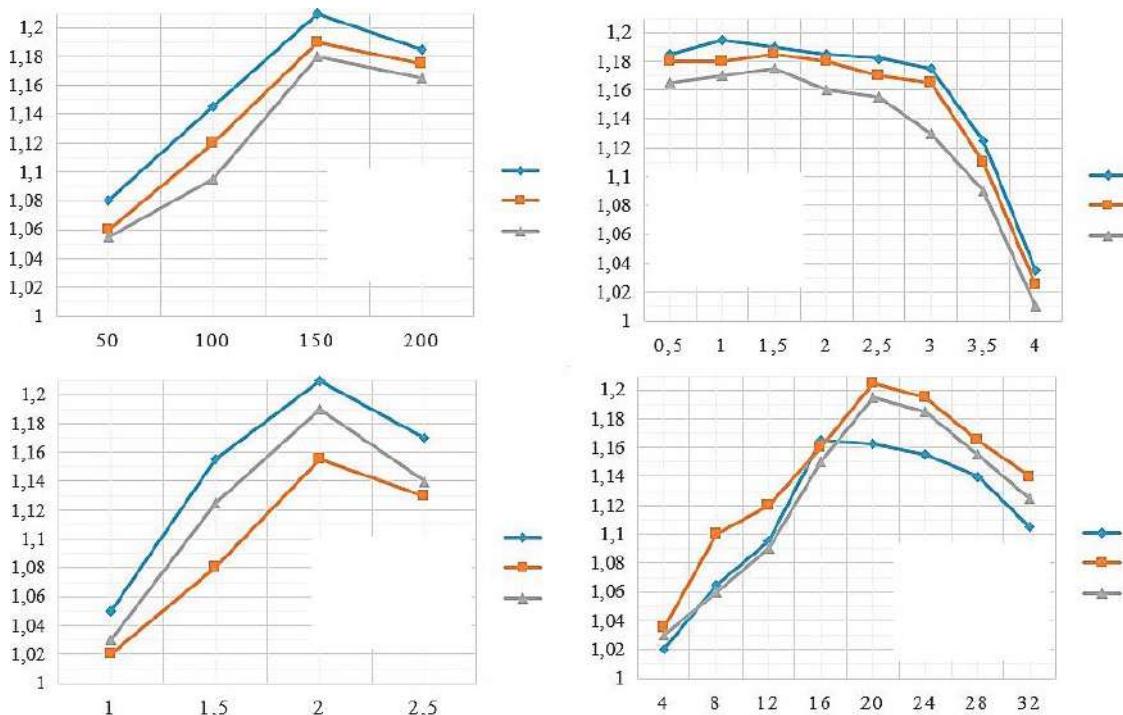


Рисунок 2- Зависимость изменения плотности дислокаций K_p твердых сплавов от режима ОИЛУ: а — от энергии лазерного импульса E ; б — длительности лазерного импульса t ; в — диаметра луча лазера d_l ; г — расстояния от места облучения до исследуемой точки образца I (1 — ВК6; 2 — ВК8; 3 — Т5К10).

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.

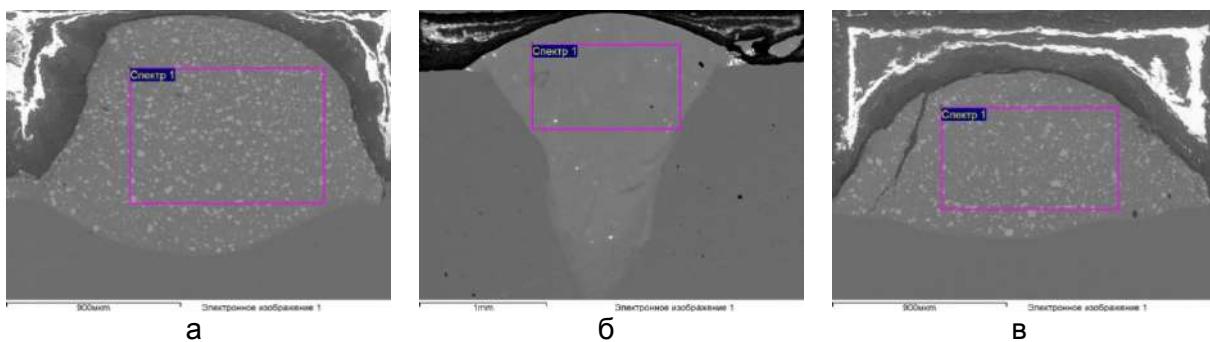


Рисунок 1 - EDS изображение единичных треков при разных режимах фокусировки
(а – $f=-20$, б – $f=0$, с – $f=+20$)

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.

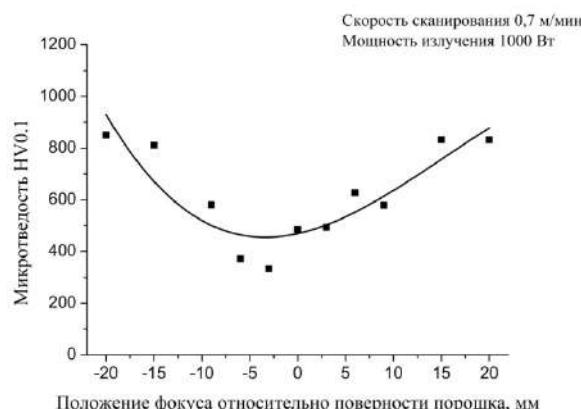


Рисунок 2 - Микротвердость единичных треков в зависимости от положения фокуса

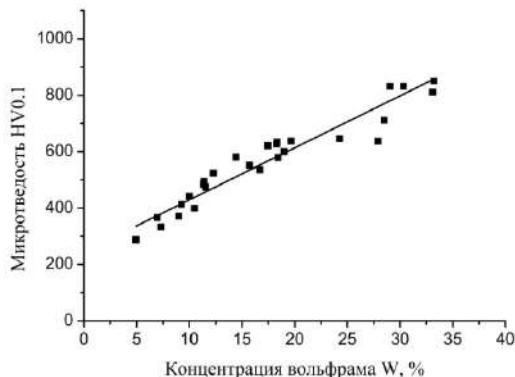


Рисунок 3 - Микротвердость единичных треков в зависимости от концентрации вольфрама

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 раз больше 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 РНФ №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 иттербийового и СО₂-лазеров, Квантовая электроника, Т.44, №3, С. 233-238 (2014).

НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ Ti, Ni И WC, В4C 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 В4C, 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: В₄C 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 ВТ-20 размером 50×50×5 мм. Исследование микроструктуры осуществлялось методом электронной микроскопии с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15. Покрытия методом ХГН наносились с использованием дозатора и осесимметричным керамическим соплом Лаваля. 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.

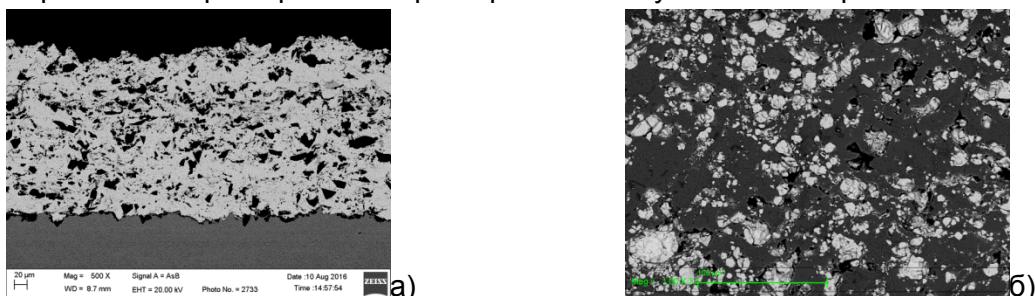


Рисунок 1-. Изображения микроструктуры поперечного сечения покрытия ХГН, полученные с помощью РЭМ.

а) Ni:B4C (30:70), $d_{50}(\text{B}_4\text{C}) = 75 \text{ мкм}$, 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 различном изменении режимов лазерного воздействия получить не удалось. Данный эффект возможно объясняется что проникновение из подложки титана в случае использования в качестве связки Ni приводило к активному протеканию реакций: $3\text{Ti} + \text{B}_4\text{C} = \text{TiC} + 2\text{TiB}_2$, 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.

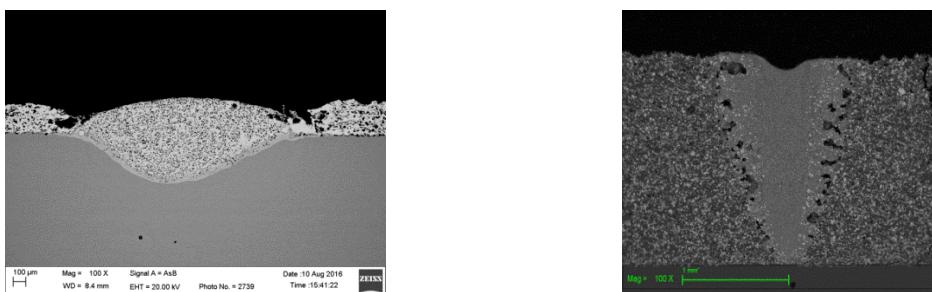


Рисунок 2- Изображения микроструктуры поперечного сечения лазерного трека полученные с помощью РЭМ.

а) Ni:B4C (30:70), толщина ХГН покрытия $\approx 300 \text{ мкм}$.
б) Ti:WC (30:70) толщина ХГН покрытия $\approx 2 \text{ мм}$.

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).

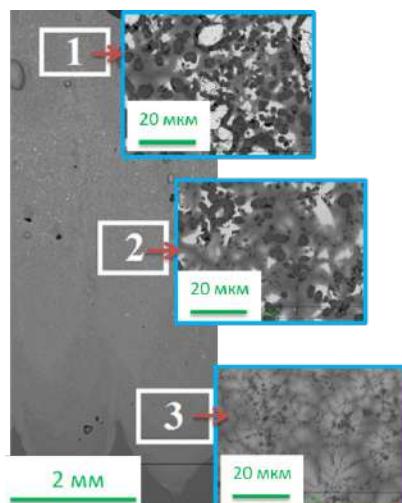


Рисунок 3 - Поперечное сечение структуры многослойного покрытия полученного последовательным нанесением ХГН и лазерным воздействие толщиной 4 мм.
40% WC + 60% (0,94Ti+0,06Al)

В полученном ХГН покрытии концентрация карбида вольфрама близка к исходной. После воздействия лазерного излучения на ХГН покрытие частицы 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 B₄C и WC в покрытиях ХГН. На основе полученных экспериментальных данных создана стратегия послойного выращивания методом ХГН и последующим лазерным воздействием толстых (\approx 4 мм) металлокерамических покрытий на основе 40% WC + 60% (0,94Ti+0,06Al).

Благодарность. Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №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 B₄C 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 микроэлектронограммы, 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. Микроэлектронограмма, 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.

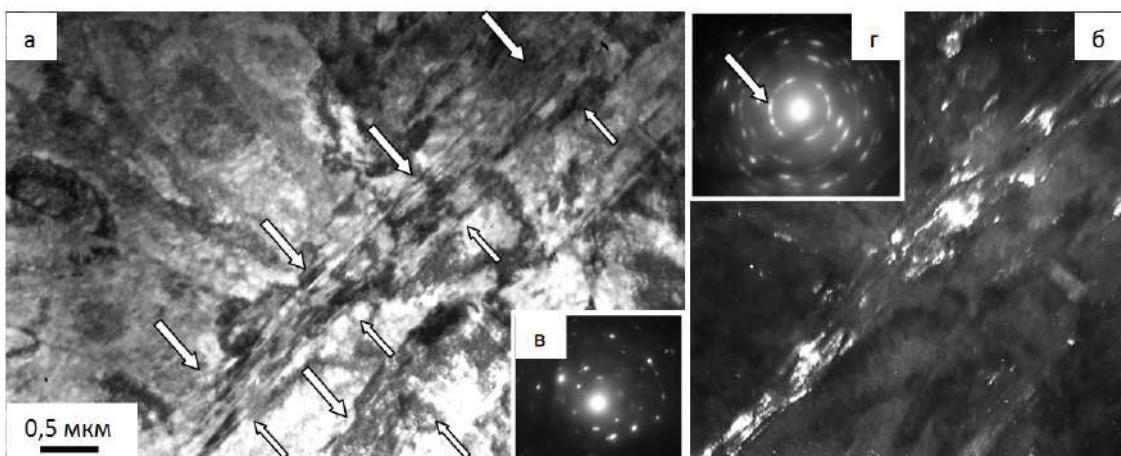


Рисунок 1- Каналы деформации, формирующиеся в закаленной стали 38ХН3МФА; $\varepsilon = 18,6\%$; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe}$; в, г – микроэлектронограммы, (в) получена с области фольги, вдали от канала деформации, (г) – с области локализации канала 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.

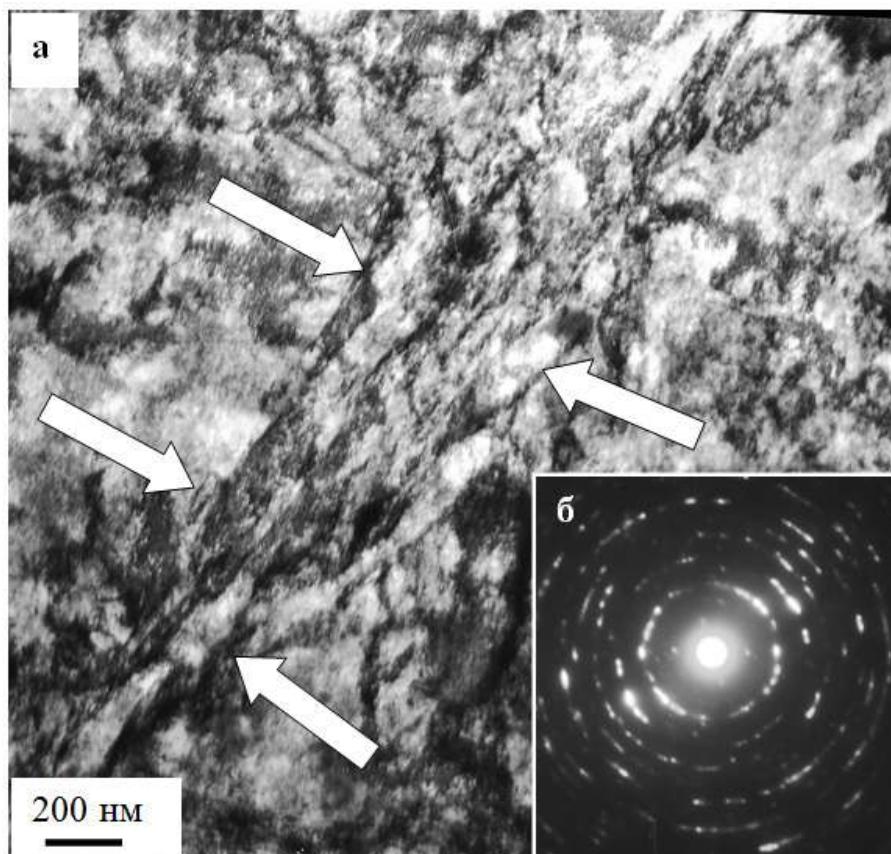


Рисунок 2- Каналы деформации, формирующиеся в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой; $\varepsilon = 43\%$; а – светлое поле; б – микроэлектронограмма. На (а) стрелками обозначены каналы деформации.

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 30Х2Н2МФА и мартенситной стали 38ХН3МФА 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 наnanoуровне // 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 углеродныхnanoструктур 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.

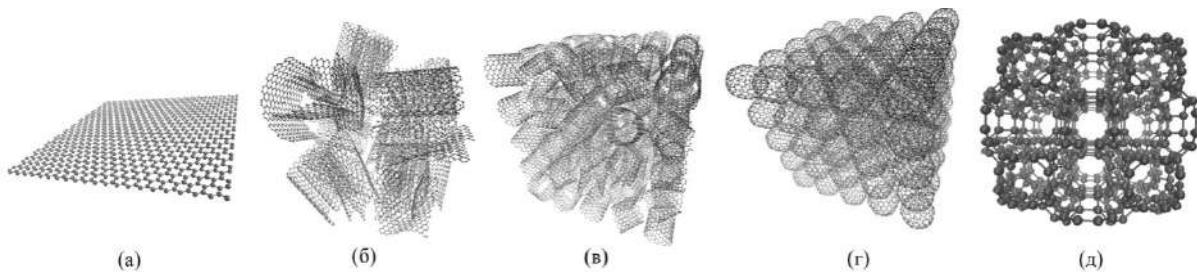


Рисунок 1- Исходные структуры (а) графен, (б) скомканный графен, (в) система нанотрубок, (г) фуллерит и (д) алмазоподобная фаза СВ.

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 $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy} = 0,27$, при одноосной деформации вдоль направления зигзаг графен остается устойчив до $\varepsilon_{xx} = 0,35$, при деформации в направлении кресло до $\varepsilon_{yy} = 0,25$. Дефекты (дефект Стоуна-Троуэра-Уэлса или дислокация), как и температура, сильно понижают критические величины деформаций.

Сравнение кривых напряжение-деформация показано на рис. 2 для четырех структур: скомканный графен, фуллерита, системы нанотрубок и материала, содержащего все четыре структурные единицы. Результаты представлены для трех схем нагружения – гидростатического, двухосного и одноосного сжатия.

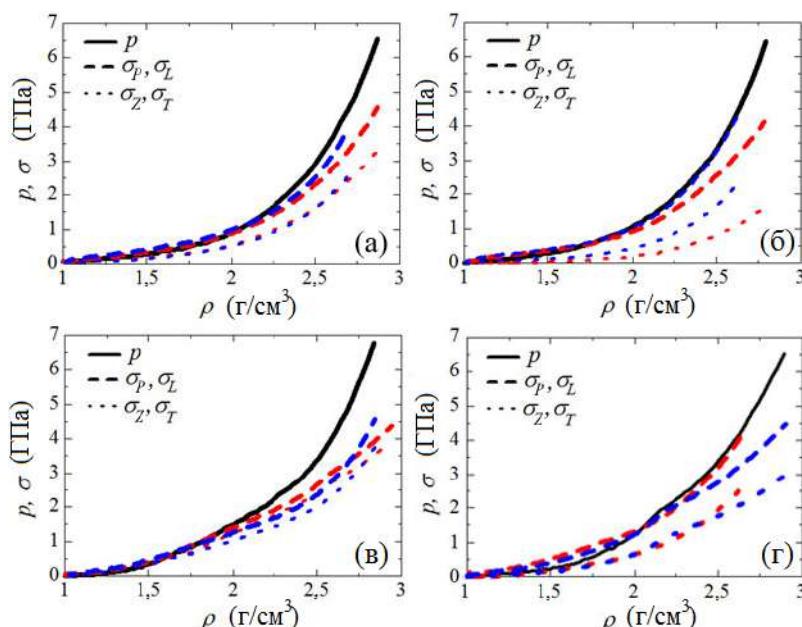


Рисунок 2 - Давление (напряжение) как функция плотности при $T = 300$ К для (а) скомканный графен, (б) система нанотрубок, (в) фуллерит и (г) смешанный материал для трех схем нагружения: гидростатическое сжатие (сплошная линия), двухосное сжатие (красная пунктирующая линия) и одноосное сжатие (синие штриховую 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 скомкенного 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. За 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.

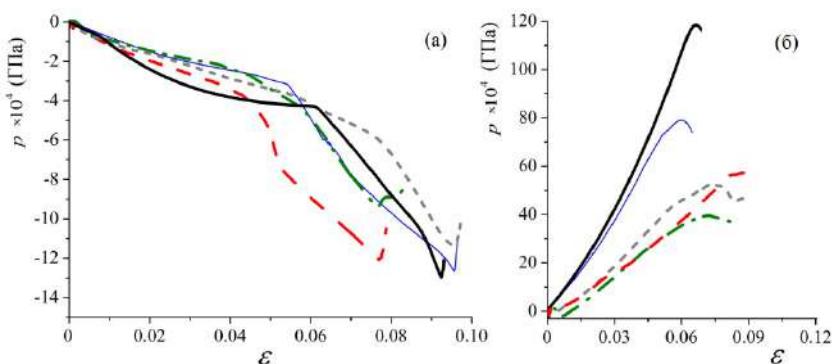


Рисунок 3 - Зависимость гидростатического давления от деформации для пяти различных углеродных алмазоподобных фаз при растяжении (а) и сжатии (б).

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

¹ Федеральное 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 %. Отврждение полученных таким образом kleев проводили в ранее разработанном режиме [7].

В качестве основы для покрытия применялись пластины из стали 40. Средняя толщина покрытия составляла для образца с немодифицированным kleем 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 NanoTribotestor 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 ,

определенного методом инструментального индентирования, в зависимости от времени нагрузки t_h для образцов с различными наполнителями.

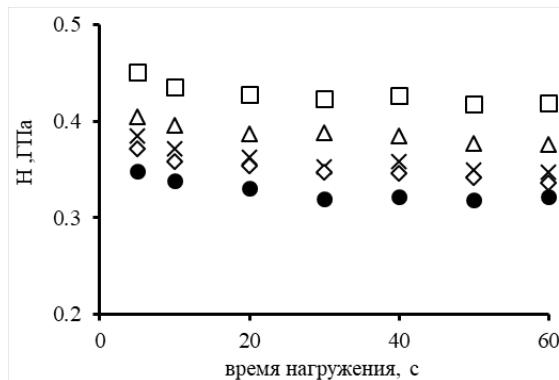


Рисунок 1 – Изменение значений твердости H в зависимости от времени нагружения до максимальной нагрузки 1 Н для образцов эпоксидного покрытия на основе клея ЭТП-2 с различными модифицирующими наполнителями: • - без наполнителя; Δ - ZnO ; \square - Al_2O_3 ; \blacksquare - TiO_2 ; \diamond - SiO_2

Как следует из полученных данных, введение оксидов в клей ЭТП-2 во всех случаях увеличивает твердость. Наблюдаемые явления зависят от 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 $t_h = 1 - 40$ с нагрузки до максимальной нагрузки все образцы проявляют вязкие свойства, выражющиеся 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_h оказывает незначительное влияние на величину твердости для всех образцов.

Для исследования ползучести при индентировании проводили измерения по закону, который характеризуется различным временем выдержки t_v под нагрузкой в сочетании с постоянным временем нагрузки t_h и разгрузки t_p , осуществляя при этом запись изменения глубины вдавливания индентора в процессе выдержки. В качестве параметров нагрузки были выбраны максимальная нагрузка $F = 1$ Н, время нагружения 40 с, время выдержки t_v под нагрузкой 0, 5, 10, 20, 40, 60, 80 и 100 с.

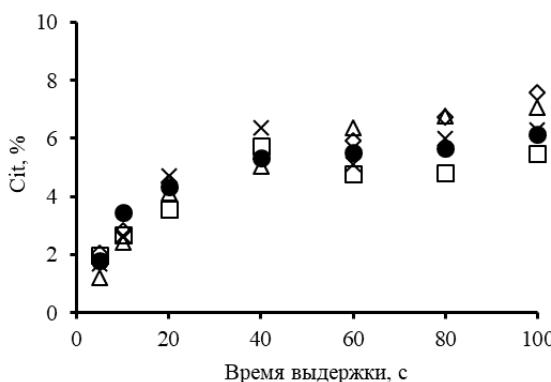


Рисунок 2 – Средние значения C_{it} в % для каждого образца при разных t_v для образцов эпоксидного покрытия на основе клея ЭТП-2 с различными модифицирующими наполнителями: • - без наполнителя; Δ - ZnO ; \square - Al_2O_3 ; \blacksquare - TiO_2 ; \diamond - SiO_2

На рисунке 2 приведены средние значения C_{it} для каждого образца при разных значениях t_v . 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 kleem. 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 зависит от времени, в течение которого происходит увеличение нагрузки. В диапазоне от 1 до 40 с все образцы проявляют вязкие свойства, выражющиеся 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 kleem, 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 kleи / А. П. Петрова, Л. А. Дементьева, Н. Ф. Лукина, Л. И. Аниховская // Клеи. Герметики. Технологии. – 2014. – № 10. – С. 7-12.
2. Многофункциональные эпоксидные kleи 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

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

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 kleевых 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 kleевого материала, находящегося непосредственно в микронеровностях. С другой стороны, при высоких значениях шероховатости на поверхности подложки полного растекания kleя по всей поверхности на практике не происходит из-за наличия на поверхности различных загрязнений и паров воды. Это может быть связано с большой вязкостью kleя, который не затекает к микронеровностям подложки, значительной усадкой kleя в процессе отверждения и недостаточной толщиной kleевого шва, что может быть связано с абсорбцией kleя 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 kleя ЭТП-2.

В качестве материала для исследования использовали покрытие на основе однокомпонентного эпоксидного kleя 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 алcoxид титана(IV), синтез которого осуществляется путем реакции переэтерификации коммерчески доступных алcoxидов. Отверждение осуществляли по оптимизированным режимам, подобранным при проведении экспериментальных исследований свойств отверженного материала в зависимости от вязкости kleя 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.

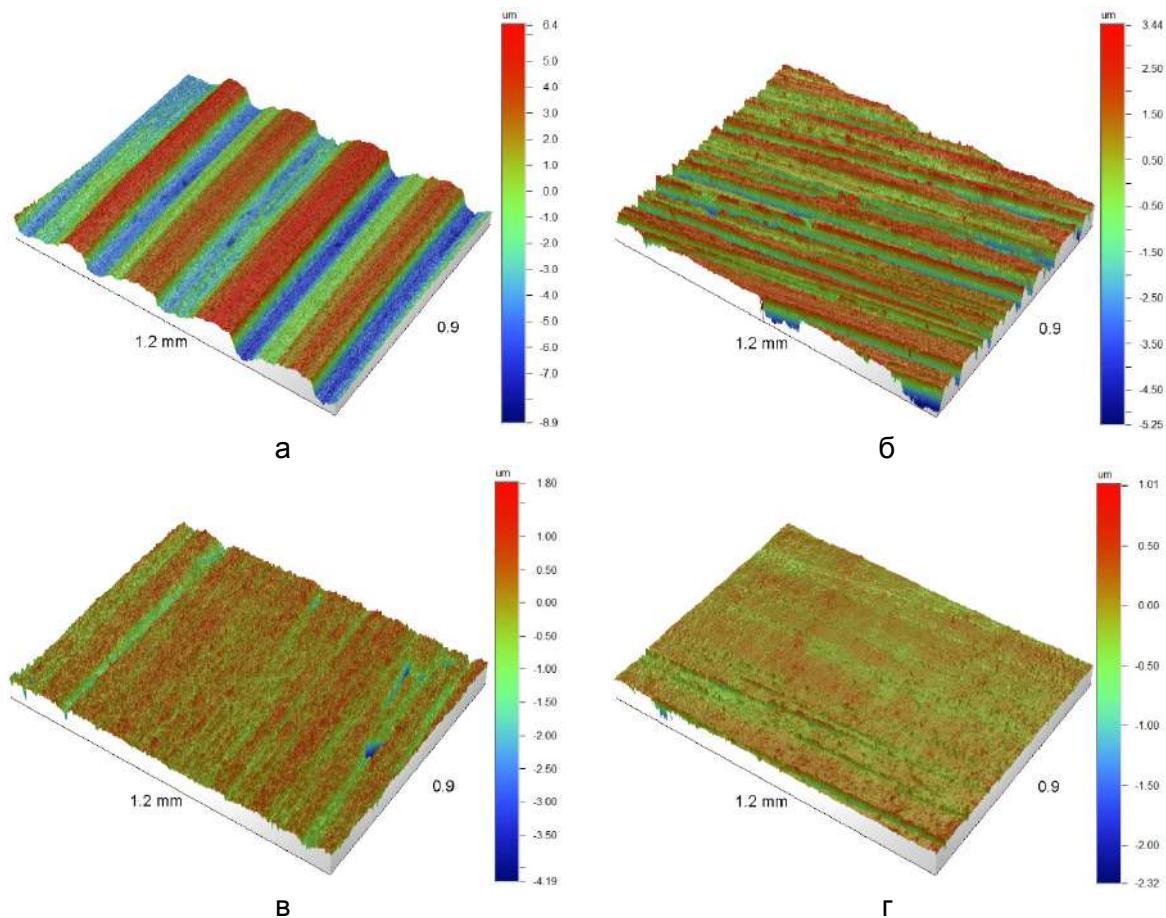


Рисунок 1 - Топографическое изображение поверхности образцов с разной шероховатостью поверхности

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 проведённых экспериментальных исследований было показано, что шероховатость поверхности оказывает влияние на адгезионные свойства однокомпонентного эпоксидного клея ЭТП-2, проявляющиеся в увеличивающем 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/c на специальной установке. Их преимущество в узком прогнозируемом температурном интервале плавления, высокой капиллярной и диффузионной активности, быстроте 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.

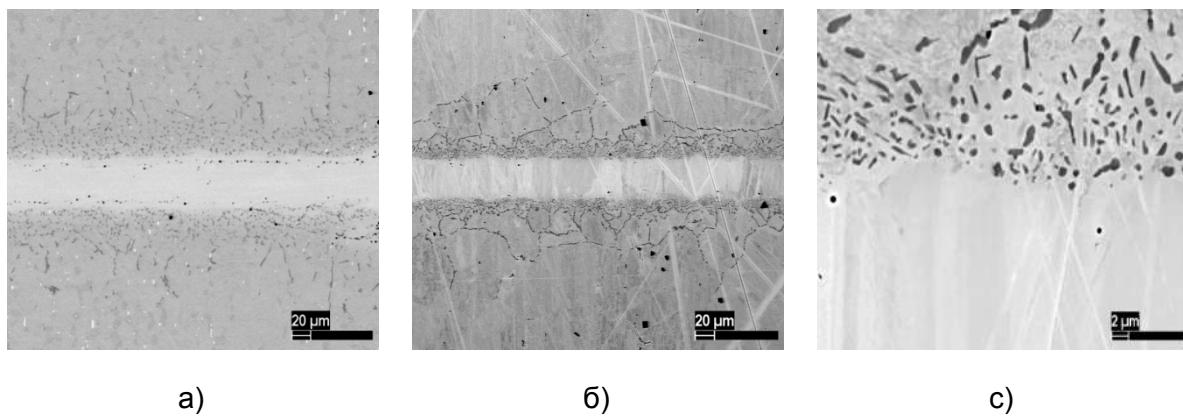


Рисунок 1 - Паяные соединения, полученные с помощью сплава-припоя Ni-Cr-Fe-Si-B:
а) ферритно-маргентитная сталь 16Х12ВМСФБ (ЭП-823), б), с) аустенитная сталь 12Х18Н10Т
(разные увеличения).

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 термоциклизование 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 (12Х18Н10Т) и ферритно-маргентитной (16Х12ВМСФБ). Температурно-временной режим диффузионной пайки 1160 °C 40 мин для аустенитной стали и 1160 °C 15 мин для ферритно-маргентитной 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 печью 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 (A) 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 Дм/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 ($\varnothing 6\text{мм} \times 10\text{мм}$) осуществлялось в металлической колбе, которая помещалась в разогретую заранее муфельную печь. Нагрев образцов осуществляли до 450 °C и далее охлаждали до 60 °C путем погружения колбы в холодную воду. Было проведено 50 циклов. График экспериментально полученной зависимости нагрева и охлаждения от времени представлен на рисунке 2.

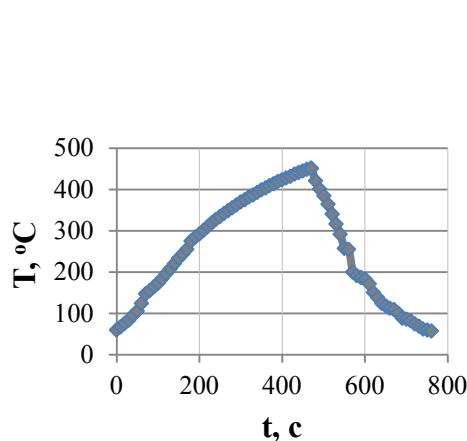


Рисунок 2 - Зависимость нагрева и охлаждения образцов от времени

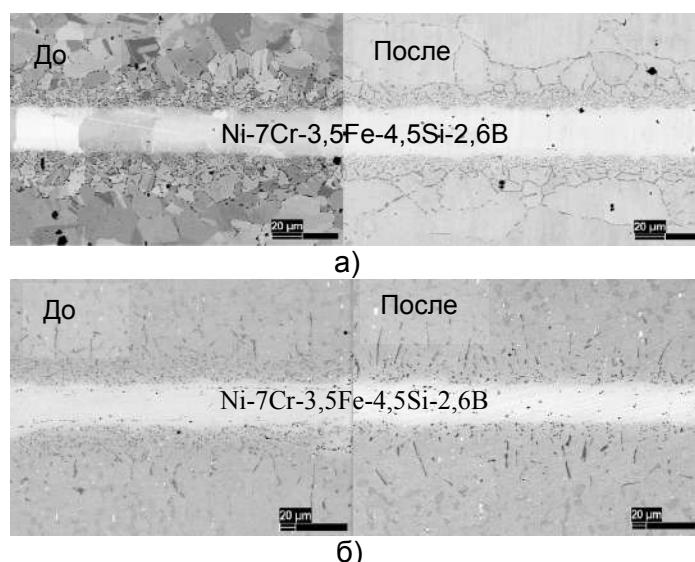


Рисунок 3 - Микроструктура паяного соединения (BSE) до и после термоциклирования
 а) 12Х18Н10Т / Ni-Cr-Fe-Si-B;
 б) 16Х12ВМСФБ / Ni-Cr-Fe-Si-B

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 диффузационной 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).

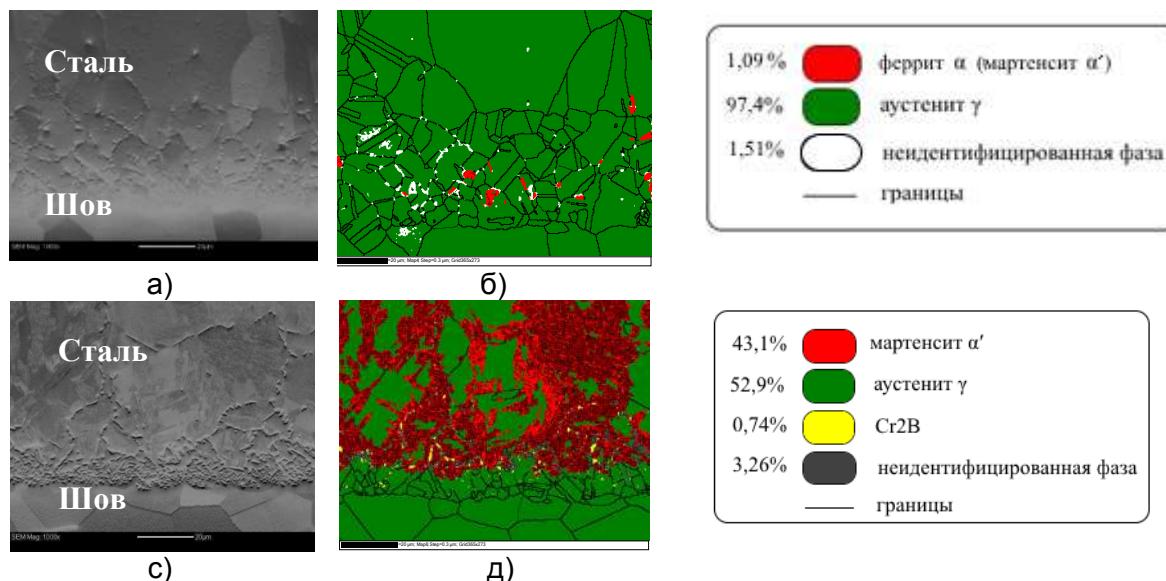


Рисунок 4 - Паяные соединения 12Х18Н10Т / Ni-Cr-Fe-Si-B
до термоциклирования: а) электронное изображение; б) карта фаз;
после термоциклирования: в) электронное изображение; г) карта фаз

Список литературы:

- [1] Ivannikov A., Tukhbatov V., Ustyuzhaninov A., Bogachev I. Rapid-quenched nickel-based solder for high-temperature brazing of various constructive elements // Тsvetnye 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 L₁₂

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 металло-интерметаллических слоистых композитов в качестве новых конструкционных материалов, обладающих высокой удельной прочностью, высокими антакоррозионными 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 L₁₂ и чистых металлов [3]. По результатам исследования системы уравнений дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой L₁₂ были получены различные зависимости напряжение-деформация: периодические или апериодически 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 апериодической 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 Ni₃Ge и Ni₃Al, которые относятся к классу металлических соединений, имеющих L₁₂ сверхструктуру.

Численное моделирование макроскопической деформации слоистых композитов типа металло-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.

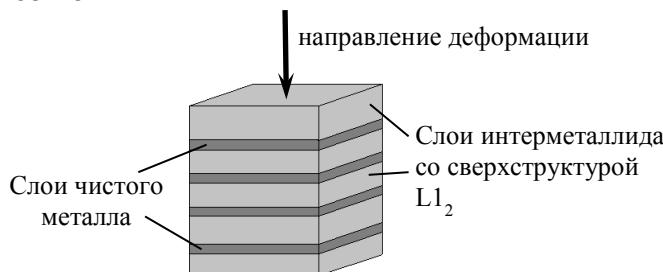


Рисунок 1 - Модель образца слоистого композита

Для этого были использованы апериодически затухающие зависимости напряжение-деформация при описании упрочнения элементарных объемов слоев интерметаллида, которые в однофазном материале приводили к потери 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 потери 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 L₁₂ // 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 Тырныаузского 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 $t_{обр} = 10 - 150$ с (доза электромагнитного импульсного излучения – число импульсов $N_{imp} = 10^3 - 1,5 \cdot 10^4$).

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-Зм (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 ($\text{O } 1s$ и $\text{F } 1s$) на РФЭС спектрах флюорита (CaF_2) показал, что в результате электроимпульсной обработки

минерала в течение $t_{обр} = 10$ с ($N_{imp} = 10^3$) происходило гидроксилирование (O 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, возрастила с 12,1 до 14,1 ат. %. Разложение на индивидуальные составляющие фотоэлектронной линии фтора F 1s показало, что воздействие МЭМИ ($t_{обр} = 10$ с) вызывало увеличение поверхностной концентрации интерстициального фтора F_i^- с 5,36 до 8,12 %. При увеличении времени обработки до $t_{обр} = 30, 50$ и 100 с атомная концентрация структурных дефектов типа F_i^- изменялась нелинейно и составила 6,37; 1,47 и ~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 $t_{обр}$ 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 – $\{[\text{W}^{5+}\text{O}_4]_2\text{V}_A^{**}\}^x$, $\{[\text{W}^{5+}\text{O}_4]\text{V}_A^{**}\}'$, $[\text{W}^{5+}\text{O}_4]'$, $[\text{W}^{5+}\text{O}_4]''\text{V}_A^{***}$ [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 $\text{Mn}_{\text{V}}^{2+}[(V_{\text{O}_{(I)}^{2-}}^{**})(\text{CO}_2)]^{**}$, $\text{Mn}_{\text{IV}}^{2+}[(V_{\text{O}_{(II)}^{2-}}^{**})(\text{CO}_2)]^{**}$ [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 ($\text{Dy}^{3+}\cdot\text{OH}^-$), 1,8 эВ, 1,6 эВ ($\text{Dy}^{3+}\cdot\text{F}_i^-$) [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 $t_{обр} \geq 30$ 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 $t_{обр} = 10$ с происходило образование, а затем, с увеличением дозы электромагнитного излучения ($t_{обр} \geq 30$ с, $N_{imp} = 3 \times 10^3$) – частичная аннигиляция автолокализованных дырок (V_K -центров). Также наблюдалось симбатное V_K -центратор изменение числа центров, связанных со свечением Ce^{3+} , Eu^{2+} , Dy^{3+} , $\text{Dy}^{3+}\cdot\text{OH}^-$ и $\text{Dy}^{3+}\cdot\text{F}_i^-$.

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, обусловливали эффективное разупрочнение природных минералов-диэлектриков: максимальное относительное снижение микротвердости (HV , МПа) наблюдалось при обработке минералов в течение $t_{обр} \sim 150$ с и составило для кальцита (твёрдость по Моосу 3) – 66,5 % (с 790 до 265 МПа), флюорита (твёрдость 4) – 53,2 % (с 876 до 410 МПа), шеелита (твёрдость 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 ($t_{обр} = 30–50$ с) мономинеральных фракций обеспечила прирост извлечения при флотации кальцита на 8 %, флюорита – 6 % и шеелита – 10–12 %.

Список литературы

- [1] Чантuria V.A. // 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] Чантuria V.A., 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., Таращенко 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 AMg6, 1570C и ММК Al/15% SiC, синтезированного по жидкокомпозиционной технологии. Целью работы является верификация ранее разработанной модели сопротивления деформации для описания реологического поведения ММК AMg6/10% SiC и B95/10% 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 AMg6/10% SiC и B95/10% SiC были вырезаны цилиндрические образцы для испытания на сжатие при температуре 400 °C. 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 B95/10% SiC и AMg6/10% SiC в исходном недеформированном состоянии после спекания.

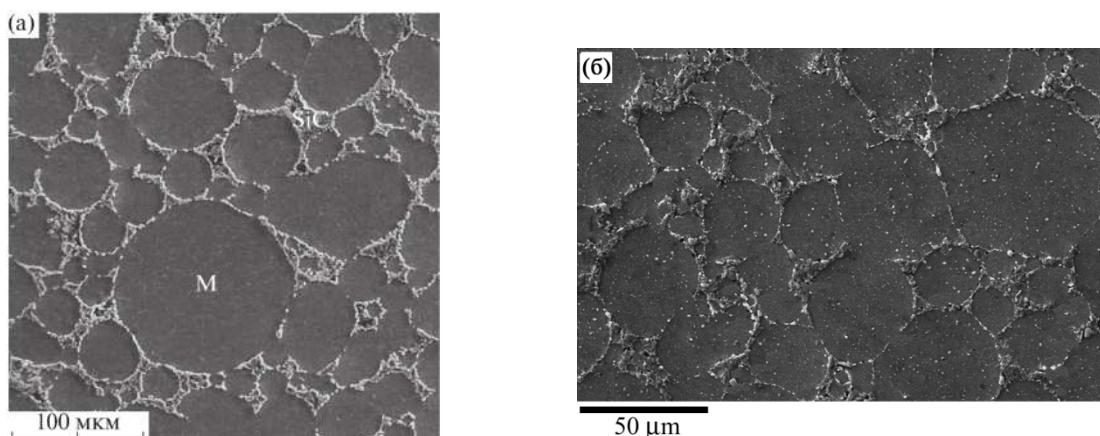


Рисунок 1 - Изображение микроструктур металломатричных композитов B95/10% SiC (а) [2] и AMg6/10% SiC (б) в исходном недеформированном состоянии после спекания

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 среднеквадратичное отклонение расчетных значений сопротивления деформации $\sigma_s(t)$ от экспериментальных $z(t)$

$$J(a_0, \dots, a_{14}) = \sum_{j=1}^3 \int_0^T [\sigma_s(t) - z_j(t)]^2 dt,$$

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.

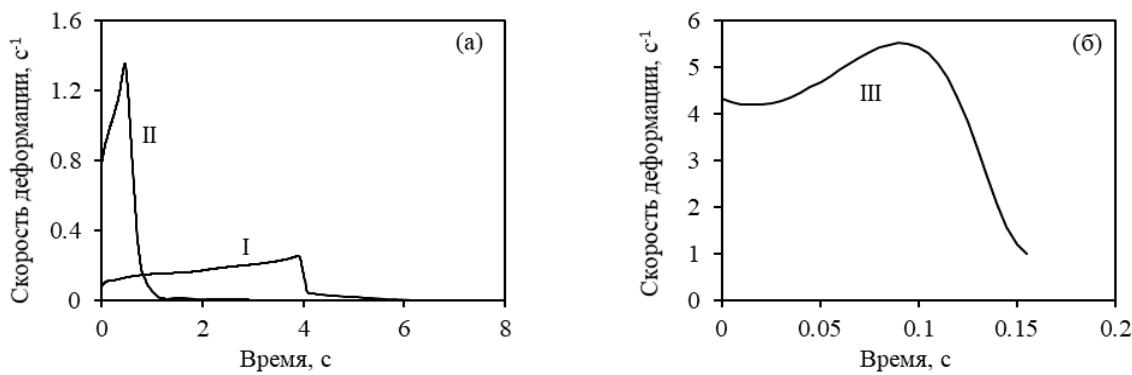


Рисунок 2 - Примеры зависимости скорости деформации образца от времени, используемые при идентификации модели сопротивления деформации для ММК В95/SiC 10% и АМг6/10% SiC

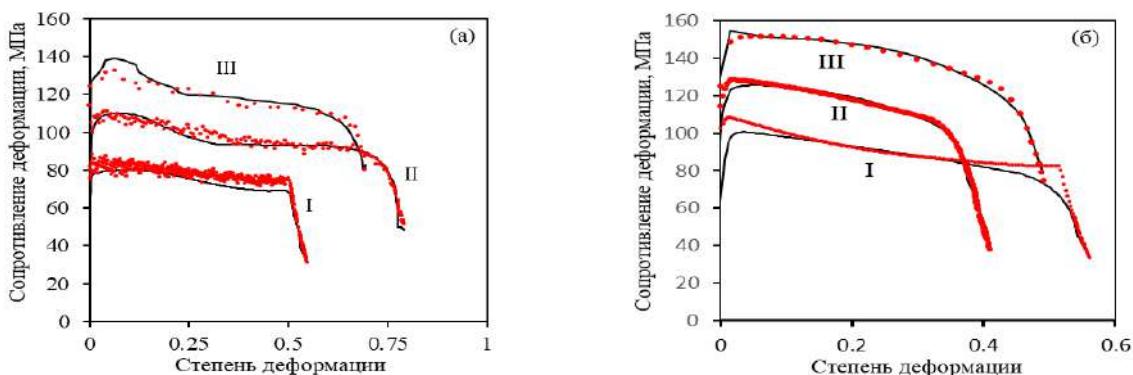


Рисунок 3 - Экспериментальная и рассчитанная по модели зависимость сопротивления деформации от степени деформации для ММК В95/10% SiC (а) и АМг6/10% SiC (б)

Таблица - Коэффициенты модели сопротивления деформации для ММК В95/10% SiC и АМг6/10% SiC при 400 °C

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	39	3972	0,01	1	83	0,0	0,2	0,4	2	1	10	0,0	11	1,3	0,0004
АМг6/10% SiC	27	80297	0,02	0,0	23	53	0,0	3,4	2	1	0,3	0,0	2,0	1,2	34

Работа выполнялась при частичной финансовой поддержке РНФ 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).

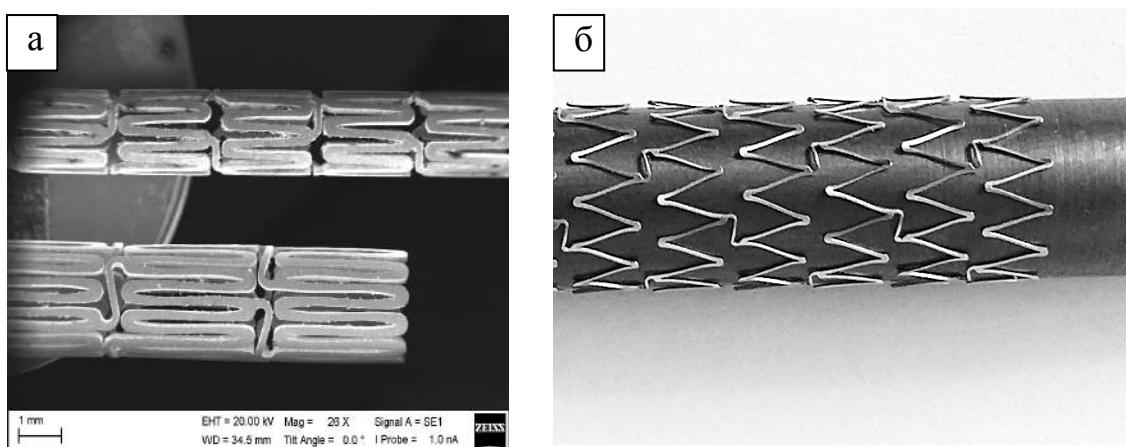


Рисунок 1 - Заготовки стента двух типоразмеров после лазерной вырезки (а);
 заготовка стента на формообразующей оправке (б)

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 трубы 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 $v/2^2 = 0.05$ м/с автоматам конца соединяющего элемента (рис. 2б). При расчётах использовали геометрические размеры элементов реальных стентов.

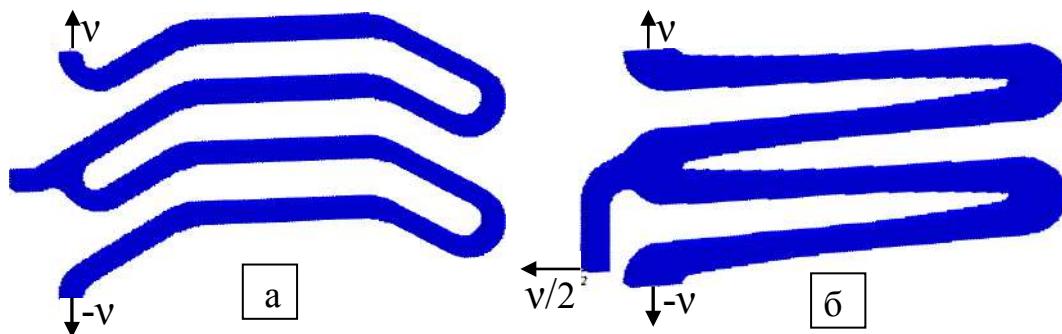


Рисунок 2 - Общий вид модельного образца 1 с нагружением по схеме 1 (а) и образца 2 с нагружением по схеме 2 (б)

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 $E = 70$ ГПа 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 $\epsilon_p = 0.03$. Предел прочности $\sigma_b = 1000$ МПа, величина относительной деформации при разрушении $\epsilon_b = 0.1$. 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

нагружения область разрушения образца 1 локализована в вершине V-образного элемента короны.

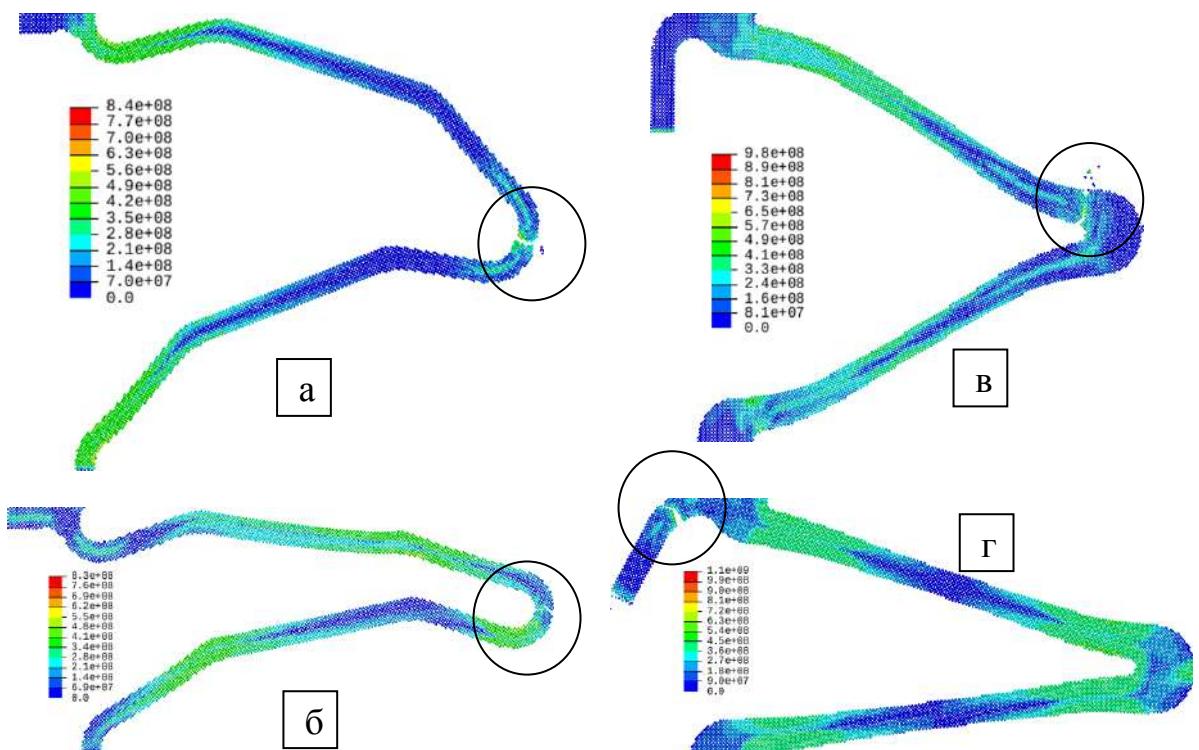


Рисунок 3 - Распределение интенсивностей напряжений (Па) (показаны нижние половины модельных образцов) в момент разрушения: (а) образец 1 при нагружении по схеме 1; (б) образец 1 при нагружении по схеме 2; (в) образец 2 при нагружении по схеме 1; (г) образец 2 при нагружении по схеме 2

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 госбюджетного 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 Ta_2O_5

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 $L\text{-}Ta_2O_5$ и отличающиеся от нее длиной цепочек из пентагональных бипирамид [3]. Еще одна модификация $B\text{-}Ta_2O_5$, 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 $Z\text{-}Ta_2O_5$ [5], но извлекаемый из камеры при нормальном давлении материал являлся двухфазным вследствие частичного превращения Z модификации в B .

Пентаоксид тантала-очень прочное соединение с энталпийей 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 Ta_2O_5 и его термобарическая обработка при $P=5$ ГПа и $T=800\text{-}900$ С.

Для получения аморфного Ta_2O_5 кристаллический $L\text{-}Ta_2O_5$ (о.с.ч.) сплавляли с KOH при $T=750$ С для получения $K_7Ta_5O_{16}$, который затем растворяли в воде. В полученный раствор добавляли HCl, в результате чего в осадок выпадало нерастворимое в воде соединение $H_7Ta_5O_{16}$ (при этом KCl оставался в растворе). Промытый 5 раз в воде осадок $H_7Ta_5O_{16}$ 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, $T=800\text{-}900$ 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 $K_{\alpha 1}$ излучение).

На Рис.2 представлены дифрактограммы полученных образцов. На Рис.2-2 представлена дифрактограмма новой модификации высокого давления Ta_2O_5 , 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 $A\text{-}Ta_2O_5$, которая оказалась изоструктурной $\alpha\text{-}U_3O_8$ (так называемая фаза Андресена, Рис.3) (в этом же структурном типе кристаллизуются фазы высокого давления Nb_3O_7F и $W_3O_8(I)$, а также Ta_3O_7F): $a=6.4781$ Å, $b=10.4728$ Å, $c=3.893$ Å, $V=264.12$ Å³, $Z=3$, п.г. C222 или Cmmm. Предполагается, что стехиометрия Ta_2O_5 в этой ячейке реализуется за счет кислородных вакансий. Влияние воды на формирование

этих соединений будет уточняться. Термобарическая обработка аморфного порошка при $T=850$ С привела к образованию смеси двух этих фаз (Рис.2-3).

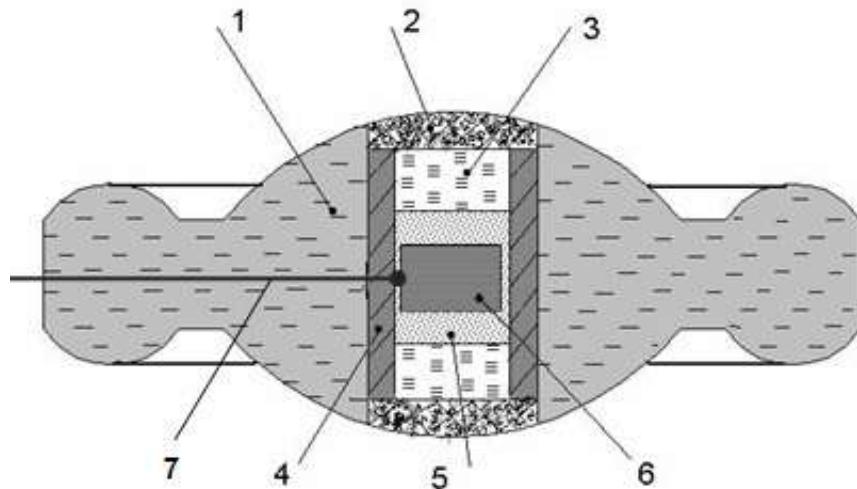


Рисунок 1 - Схема ячейки высокого давления: 1- контейнер из литографского камня, 2 – крышки из смеси hBN и порошка графита, 3 – крышки из hBN, 4 – графитовый нагреватель, 5 – порошок hBN, 6 - образец, 7 - термопара.

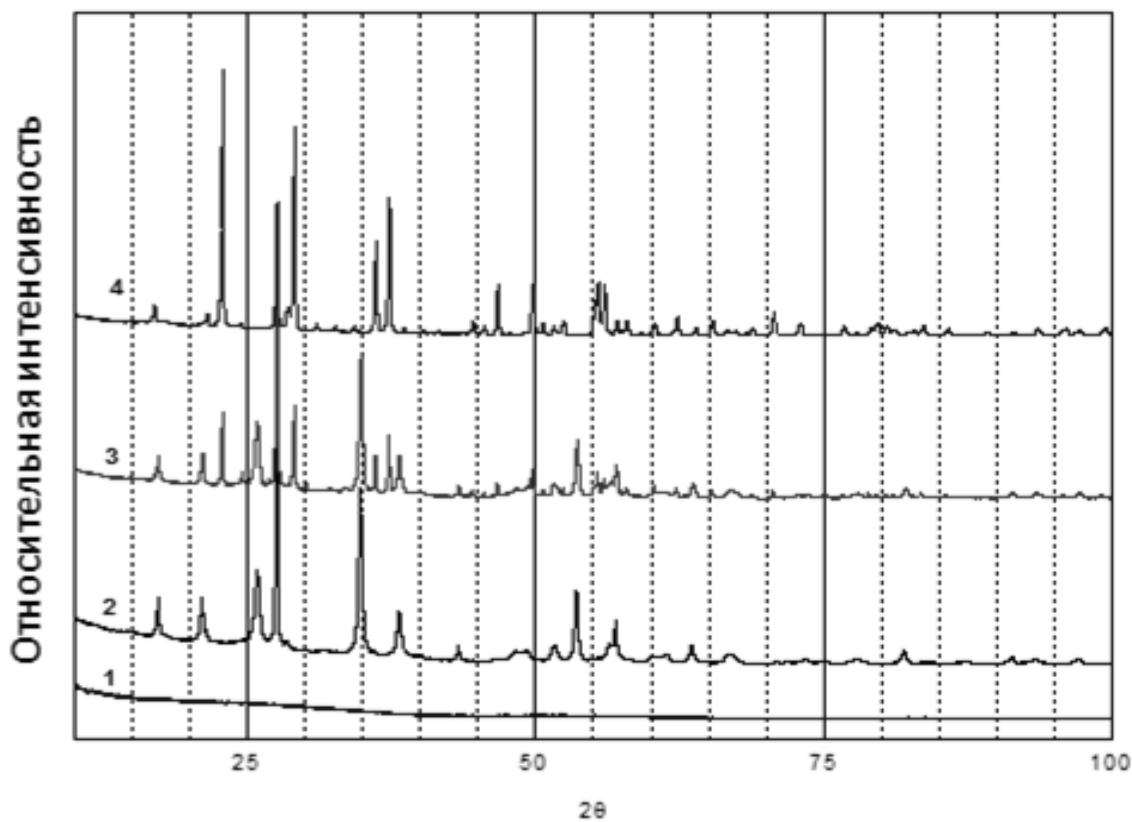


Рисунок 2 - Дифрактограммы порошков: 1 – аморфный Ta₂O₅; 2 – Р-Т обработка аморфного порошка при P=5 ГПа и T=800 С; 3 - Р-Т обработка аморфного порошка при P=5 ГПа и T=850 С; 4 - Р-Т обработка аморфного порошка при P=5 ГПа и T=900 С.

В фазе Андресена объем, приходящийся на одну молекулу Ta₂O₅ соответствует 88.04 Å³, поэтому, вероятнее всего, в первой фазе в элементарной ячейке содержится 2 молекулы Ta₂O₅, т.е. на одну молекулу приходится 93.905 Å³. Проведено уточнение структуры A-Ta₂O₅ по рентгеновским данным с использованием полнопрофильного

анализа (метод Ритвельда). В результате уточнения были получены позиционные и тепловые параметры атомов тантала и кислорода.

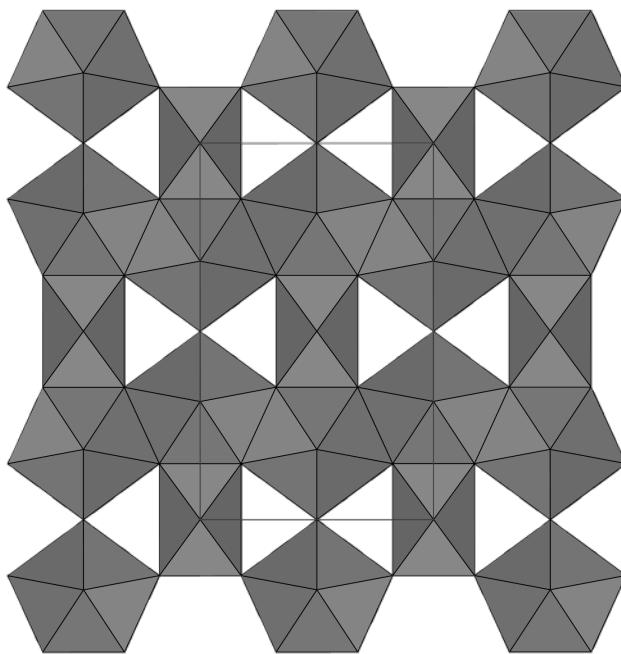


Рисунок 3 - Структура A-Ta₂O₅ в плоскости xy, состоящая из пентагональных бипирамид [TaO₇] и октаэдров [TaO₆]: $a=6.4781 \text{ \AA}$, $b=10.4728 \text{ \AA}$, $c=3.893 \text{ \AA}$.

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-вакансационные 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 глобуллярного 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 сBN 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].

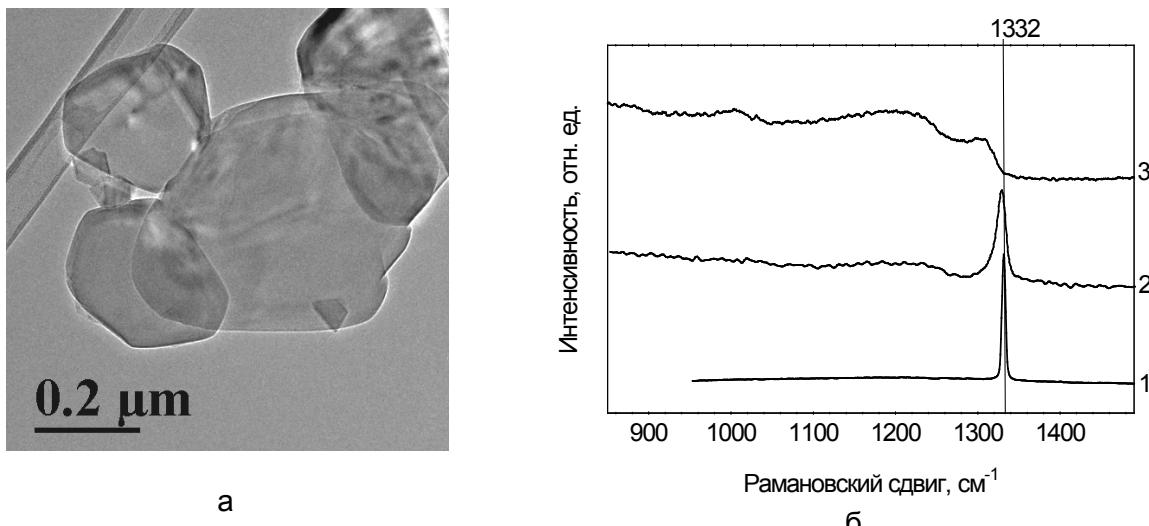


Рисунок 1 - Анализ индивидуальных кристаллов алмаза с высокой концентрацией точечных дефектов: а - ПЭМ изображение кристаллов, синтезированных из смеси ТГУ с М-карбораном; б – спектры комбинационного рассеяния: 1- алмазный микропорошок, 2 - алмаз из графита с катализатором Co_3B , 3 – алмаз, синтезированный из смеси ТГУ с М-карбораном

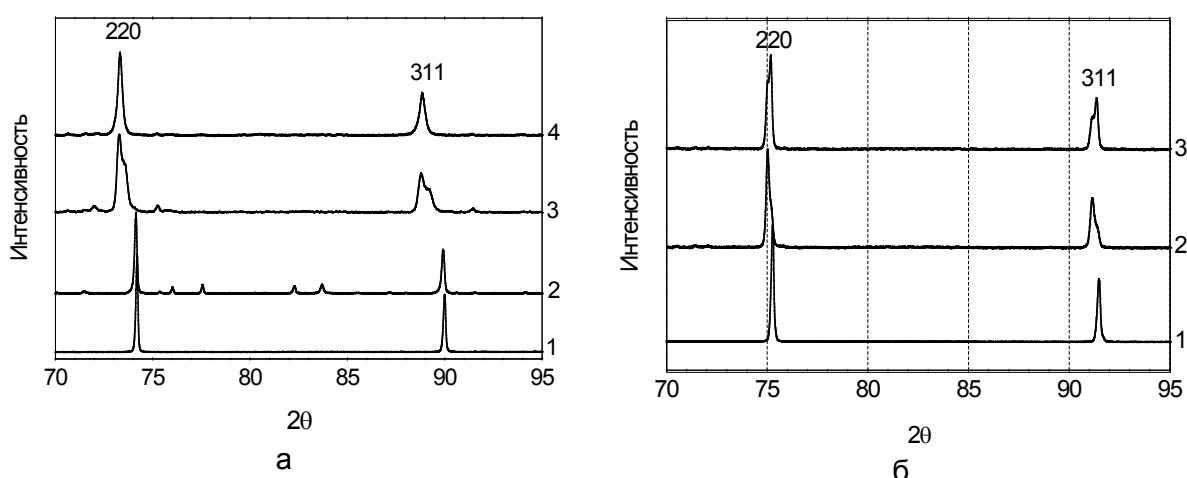


Рисунок 2 - Дифрактограммы порошковых образцов сВН (а) и алмаза (б)
с высокой концентрацией точечных дефектов

а: 1- сВН, 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 \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. Khmelnitskiy, 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. Получениеnano- 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 глобуллярного 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. Deneuville, 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 TiAIN

Комаров Ф.Ф., Константинов С.В.

Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А.Н. Севченко», Минск, БГУ,
tutmail3000@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 TiAIN, нанесённых методом сепарируемого вакуумно-дугового распыления на подложки из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. 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 (POP), энергия ионов 1,3 МэВ, разрешение детектора 15 кэВ. Для обработки спектров POP 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 (ACM) 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 POP 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 TiAIN 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 TiAIN. 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 TiAIN. Добавка атомов Al, имеющих атомный радиус меньший чем для атомов Ti ($r_{\text{Al}}=1,47$ Å, $r_{\text{Ti}}=1,43$ 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 TiAIN. Добавка Al способствует измельчению кристаллитов покрытия TiN, что сказывается на механических свойствах повышением микротвердости, 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.

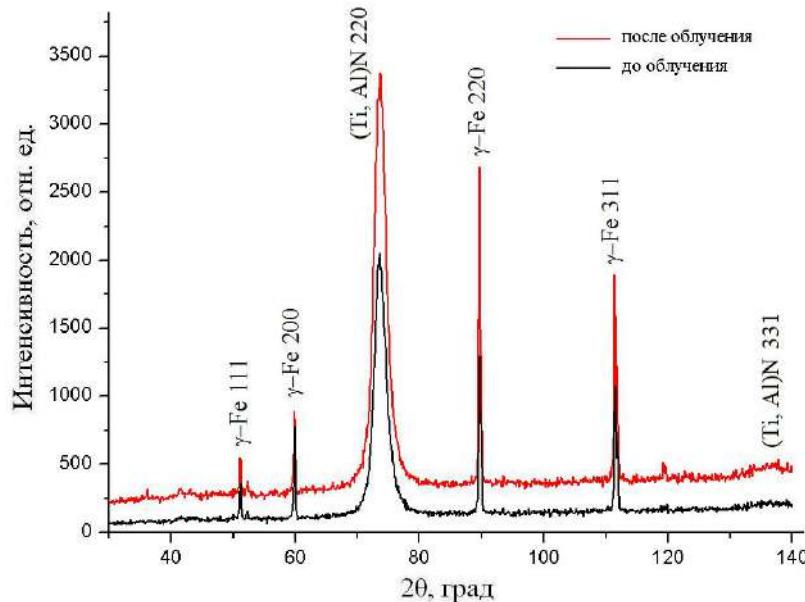


Рисунок 1 – Рентгеновские дифрактограммы от покрытий TiAlN до облучения и после облучения ионами He^+ с энергией 500 кэВ, флюенс $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² и отжига при 500 °C в течение 15 мин

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.

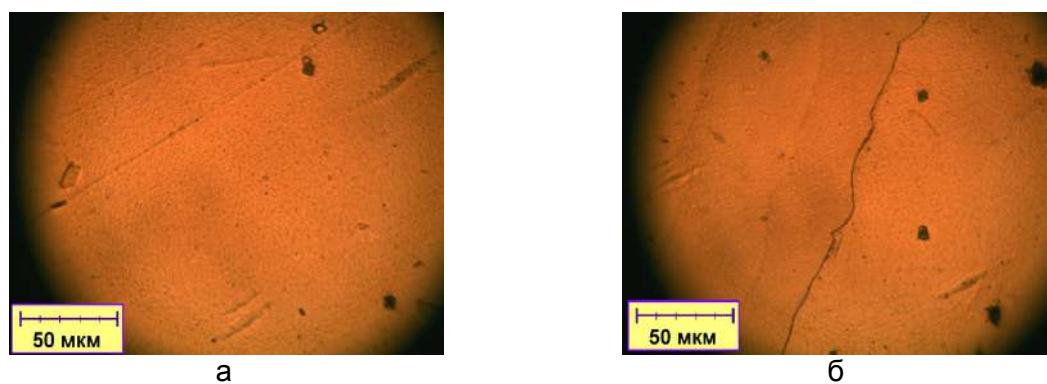


Рисунок 2 – Микрофотографии поверхности покрытий TiAlN до (а) и после облучения ионами гелия с флюенсом $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² и отжига при 500 °C в течение 15 мин (б).

На этой глубине достигается максимальная концентрация внедренного гелия до 30–32 ат. %. Вероятно, там также достигается максимум концентрации наноблиsterов 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 разрушенияnanostructured покрытий TiAlN. Микро- или макроблиsterинга

при облучении покрытий TiAlN ионами He^+ с энергией 500 кэВ не наблюдалось во всем диапазоне флюенсов от $5 \cdot 10^{16}$ ион/ cm^2 до $3 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 .

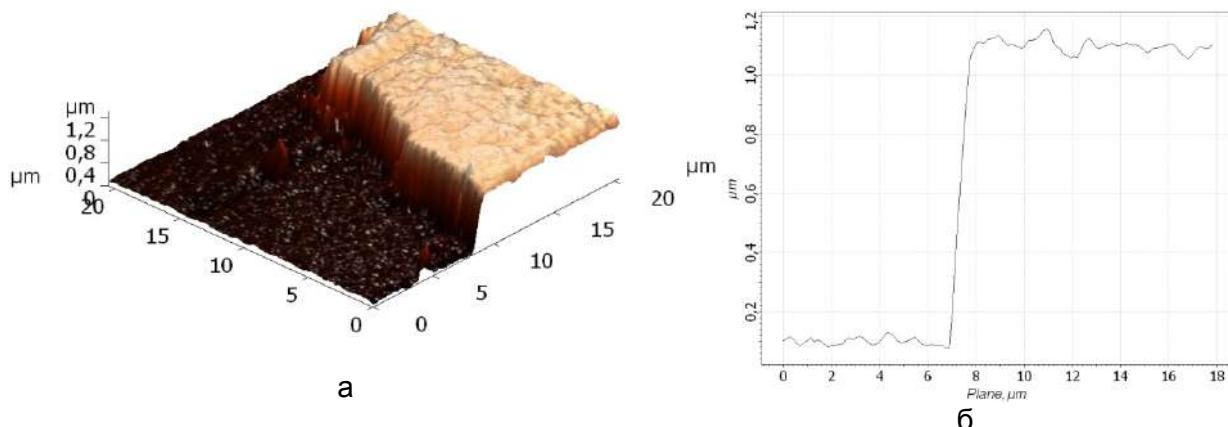


Рисунок 3 — Морфология скола на поверхности (а) и профилограмма (б) покрытия TiAlN после облучения ионами He^+ , флюенс $2 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 и отжига при 500°C в течение 15 мин

Заключение. Установлено, что облучение наноструктурированных покрытий TiAlN в диапазоне флюенсов $5 \cdot 10^{16}$ ион/ cm^2 – $3 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 не приводит к фазовой сегрегации твердого раствора (Ti Al)N, выделения новых фаз отсутствуют, микроблистеринг 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/ cm^2 происходит флексинг покрытий TiAlN до глубины среднего проецированного пробега ионов гелия ($R_p=1153$ нм). Таким образом, наноструктурированные покрытия TiAlN демонстрируют 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., Виницкий 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., Pogrebnyak 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 A800. 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 $N_l/N_{u,sh}$ в течение 150 суток. Этот уровень определялся как отношение величины длительного сжатия N_l 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].

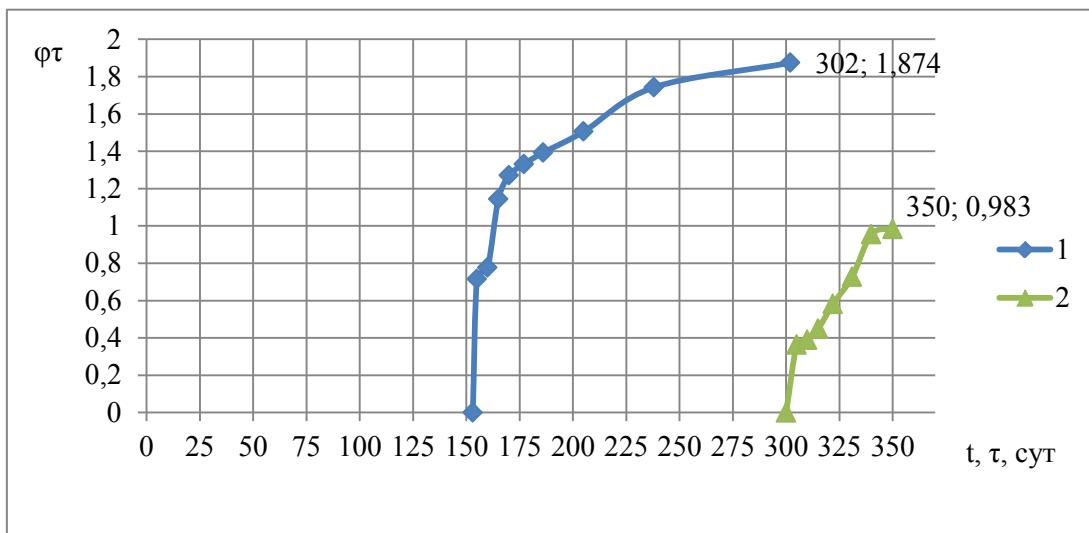


Рисунок 1 - Динамика нарастания деформаций «сборного» бетона при нагружении в возрасте $t_1 = 153$ суток и $\tau = 298$ суток.

Примечание. $t - \tau$ – длительность нагружения; τ – возраст бетона в момент нагружения.

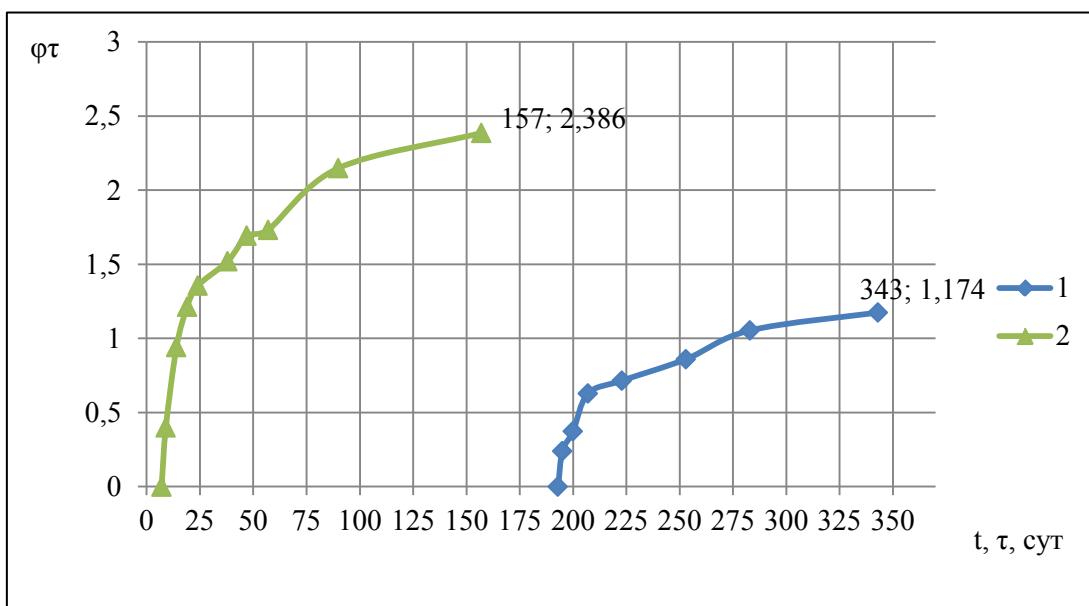


Рисунок 2 - Динамика нарастания деформаций «монолитного» бетона при нагружении в возрасте $t_1 = 7$ суток и $\tau = 193$ суток.

Примечание. $t - \tau$ – длительность нагружения; τ – возраст бетона в момент нагружения.

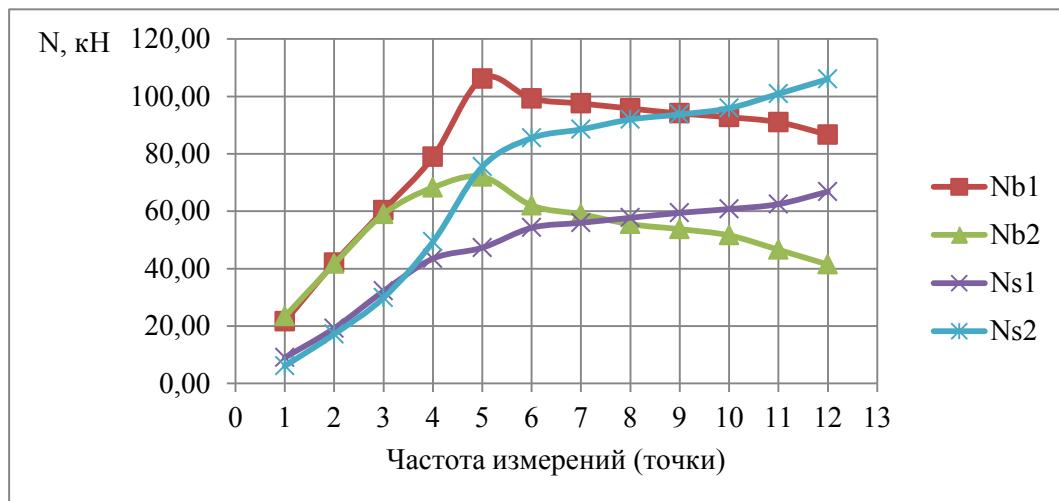


Рисунок 3 - Динамика перераспределения усилий с бетона на высокопрочную арматуру за время длительной выдержки.

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 $N_l/N_{u,sh} = 0,83$. 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., Баркяя, 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 08Х18Н9-СТАЛЬ 09Г2С» ПРИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Веретенникова И.А., Вичужанин Д.И., Смирнов С.В.
Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
irinch@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 08Х18Н9 (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 08Х18Н9-сталь 09Г2С». Толщина исходных листов из стали 09Г2С составляла 4 мм, стали 08Х18Н9 – 2 мм. После СВ общая толщина полученных биметаллов: «сталь 08Х18Н9-сталь 09Г2С» – 5,8 мм (толщина слоя из стали 09Г2С – 3,85 мм, из стали 08Х18Н9 – 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_u , относительных удлинения δ и уширения ψ при разрыве для биметалла «сталь 08Х18Н9-сталь 09Г2С», сталей 09Г2С и 08Х18Н9 в зависимости от температуры (рисунок 1).

Предел текучести сталей 09Г2С и 08Х18Н9 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 микротрешин.

Предел прочности для всех материалов повышается с понижением температуры. Для исследуемого биметалла и стали 09Г2С данное повышение проходит плавно. А для стали 08Х18Н9 предел прочности повышается значительно, в

свою очередь пластичность заметно понижается. Данный факт объясняется тем, что данный металл

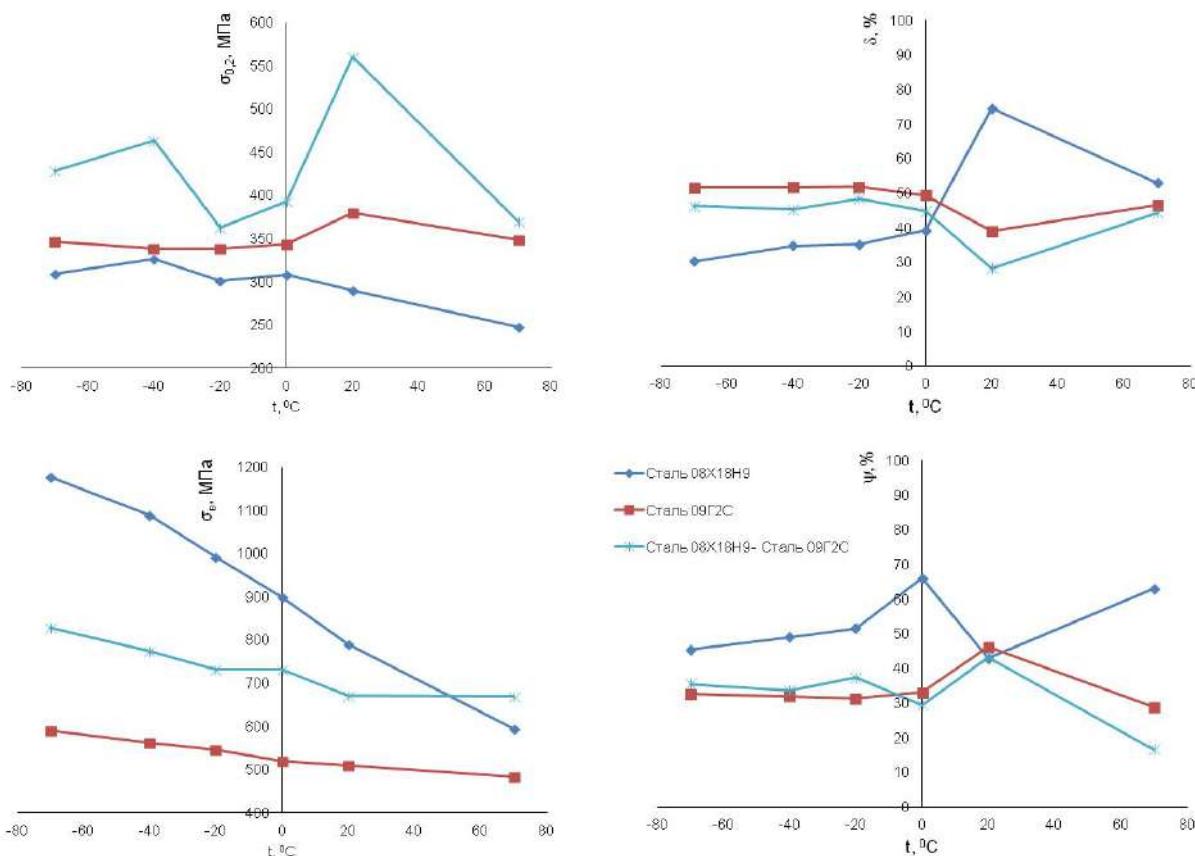


Рисунок 1 – Изменения условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$), временного сопротивления разрыву (σ_m), относительного удлинения (δ), относительного сужения после разрыва (Ψ) материалов в зависимости от температуры

имеет объемноцентрированную кубическую решетку и относится к хладноломким материалам. При соединении стали 08Х18Н9 со сталью 09Г2С данная особенность нивелируется, у биметалла «сталь 08Х18Н9-сталь 09Г2С» нет такого резкого подъема характеристик прочности и уменьшения пластичности. Показатели прочности повышаются с уменьшением температуры, но достаточно плавно, а характеристики пластичности по сравнению с характеристиками для стали 08Х18Н9 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 08Х18Н9-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

- 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 р.
- 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,

irinch@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 NanoTriboindentor 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 замеряли 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).

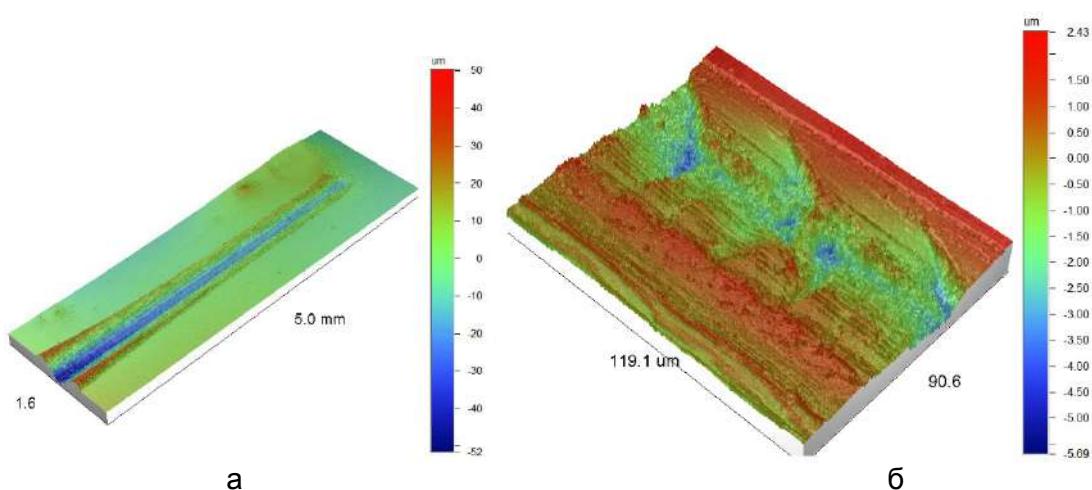


Рисунок 1 – 3D топография поверхности царапин с возрастающей нагрузкой (а) и образование «бороздок» на боковой поверхности царапины (б) на поверхности Клея ЭД-20 (ПЭПА), подложка АМг6

В диапазоне времени $t_h = 1 - 40$ с нагружения до максимальной нагрузки 1Н образцы проявляют вязкие свойства, выражющиеся 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_h 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]

$$F \approx 2B \left(\tan \theta + \frac{a}{B} \right) \sqrt{2E_1 \Delta\gamma},$$

где F – тангенциальное усилие при скальвании, 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, определенные в прямых экспериментах на разрыв склеенных между собой П-образных профилей.

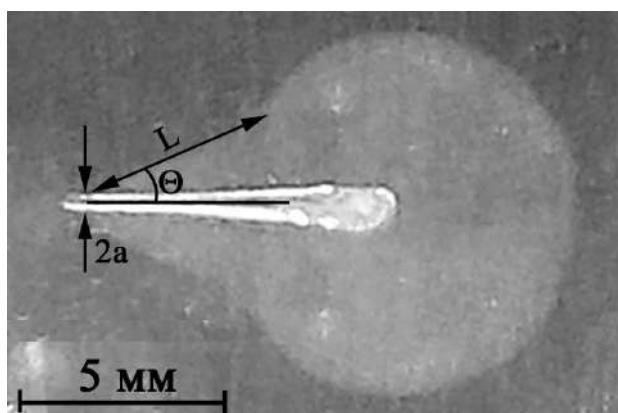


Рисунок 2 – Общий вид царапины покрытия из Клея ЭД-20 (ПЭПА) на подложке АМг6 и характерные размеры, необходимые для последующих расчетов

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 первовой 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 °C), 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 первовой 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 первая часть лопатки, поэтому были изготовлены образцы из первовой 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 первой 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	первая часть: выходная кромка	370	360	750	733	0,49
		350		715		0,48
	первая 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	первая часть, выходная кромка	340	343	750	690	0,45
		430		670		0,64
		260		650		0,40
	первая 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 первой части $\sigma_0 = 350$ МПа, для замковой части $\sigma_0 = 280$ МПа). Различия в значениях микропластичности для первой и замковой частей может отражать изменения в микроструктуре, довоидления 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 первой 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 первовой 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 первовой 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 термоагруженных 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 изучения. 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 L₁₂ 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 переходом к механизмам деформации, характерным для чистых ГЦК-металлов. Такое явление наблюдается в материалах с низкой энергией АФГ (антифазных границ), например в Ni₃Fe, 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 L₁₂ 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 эквиатомного 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 10^3с^{-1} . Квазистатическое сжатие проводили на универсальной испытательной машине Instron 5985, со скоростью деформирования порядка 10^{-3}с^{-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 эквиатомного 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.

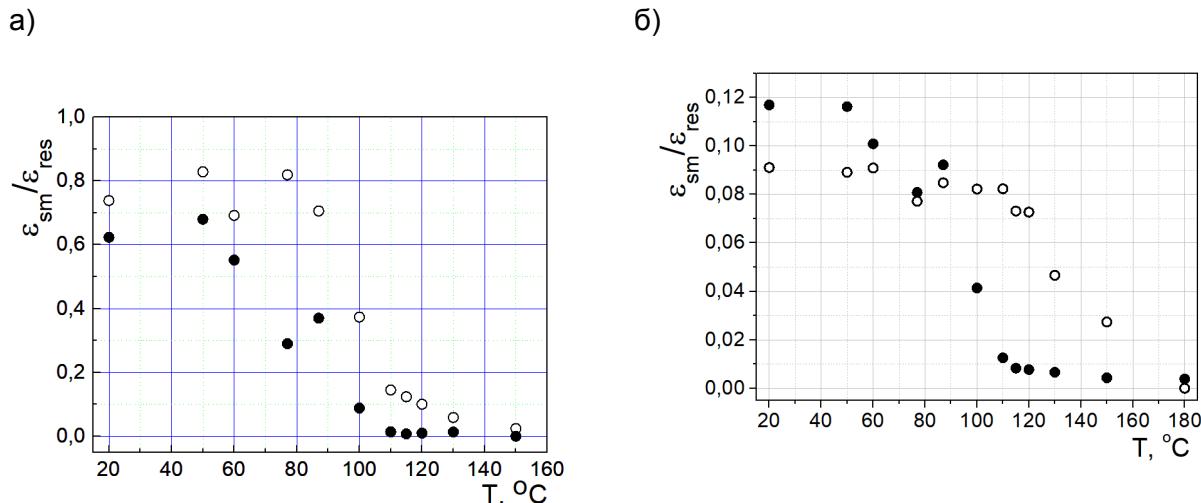


Рисунок 1 - Зависимость коэффициента возврата от температуры предварительного деформирования (а) растяжением, (б) сжатием
○ – квазистатика; □ – динамика.

В материалах с эффектом памяти формы можно наблюдать два типа обратимой памяти формы: мартенситного и аустенитного типов[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 разнородно 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.

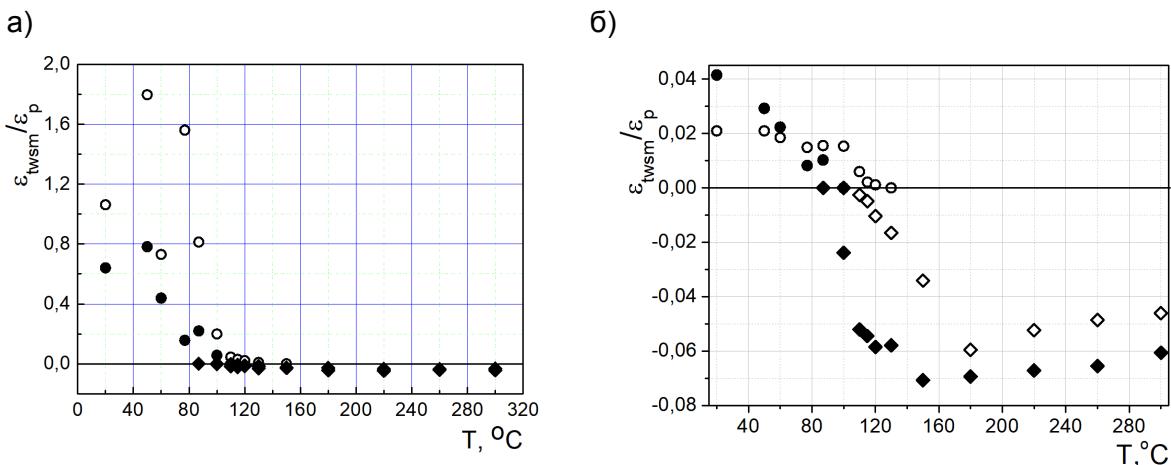


Рисунок 2 - Зависимость отношения $\varepsilon_{\text{tws}}/\varepsilon_p$ от температуры предварительного деформирования (а) растяжением, (б) сжатием
 О – ЕОПФ мартенситного типа; \diamond – ОПФ аустенитного типа.
 О, \diamond – квазистатика; \square , \blacksquare – динамика.

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@kipt.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 твёрдых 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.Люлькой, 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 числеnanoструктур.

Впервые nanoструктурное состояние в металле (меди) 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 пластичных, но и слабопластичных металлов при существенном их упрочнении [13].

Развит метод больших пластических деформаций, основанный на сочетание различных способов обработки давлением и обоснован структурно-фазовый критерий оптимизации соотношения используемых способов деформации при их комбинации (рис.3).

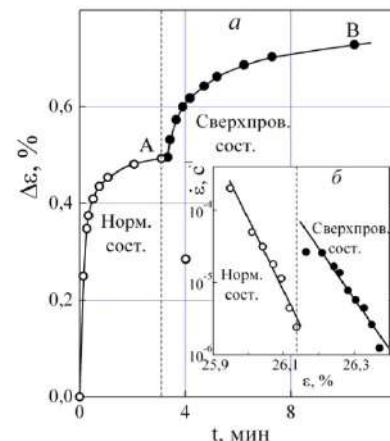


Рисунок 1- Зависимости деформации ползучести Pb от времени (а) и скорости деформации от степени деформации (б) на неустановившейся стадии ползучести при n-s переходе ($T=1,8$ К, $\sigma=2,7$ кГ/мм², $H=3500$ Э). Увеличение ползучести в точке А – результат разупрочнения металла при n-s переходе.

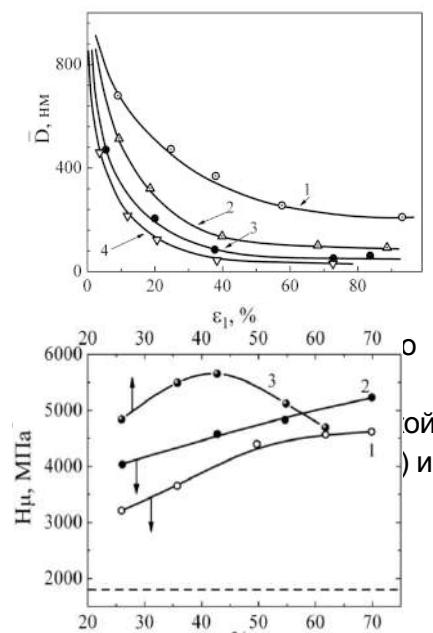


Рисунок 3 - Зависимость микротвёрдости стали 06Х16Н15М3Б от степени деформации волочением при 77 К (1); КГЭ (2); от доли деформации волочением и КГЭ (3); исходное состояние - (—); $\varepsilon_{\text{фин}}=\text{const}=70\%$.

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) полученыnanoструктуры и исследованы их физико-механические свойства. Показано, что кинетика формирования основной части границ субзерен имеет дисциплинационный характер и не является результатом динамической полигонизации и рекристаллизации.

Обнаружен ряд новых эффектов, связанных с большими пластическими деформациями материалов в области низких температур: аномально высокий массоперенос внедренных атомов [14], изменение кинетики диффузационного 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.І. 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@kift.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 $\sim 3,4 \times 10^{10}$ 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 пиков напряжений в стыках границ (рис.2а).

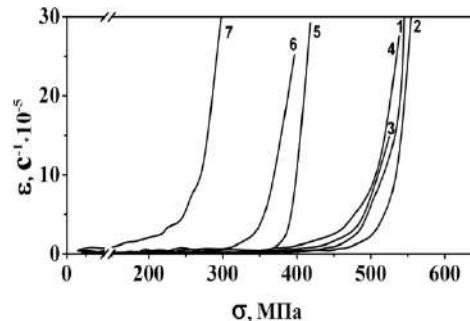


Рисунок 1- Зависимости скорости ползучести при $T=700$ К от приложенного напряжения после воздействий: 1 – МО-1; 2 – МТО-1 (500 К); 3 – МТО-2 (570 К); 4 – МТО-3 (720 К); 5 – МО-2; 6 – МТО-4 (800 К); 7 – МТО-5 (870 К).

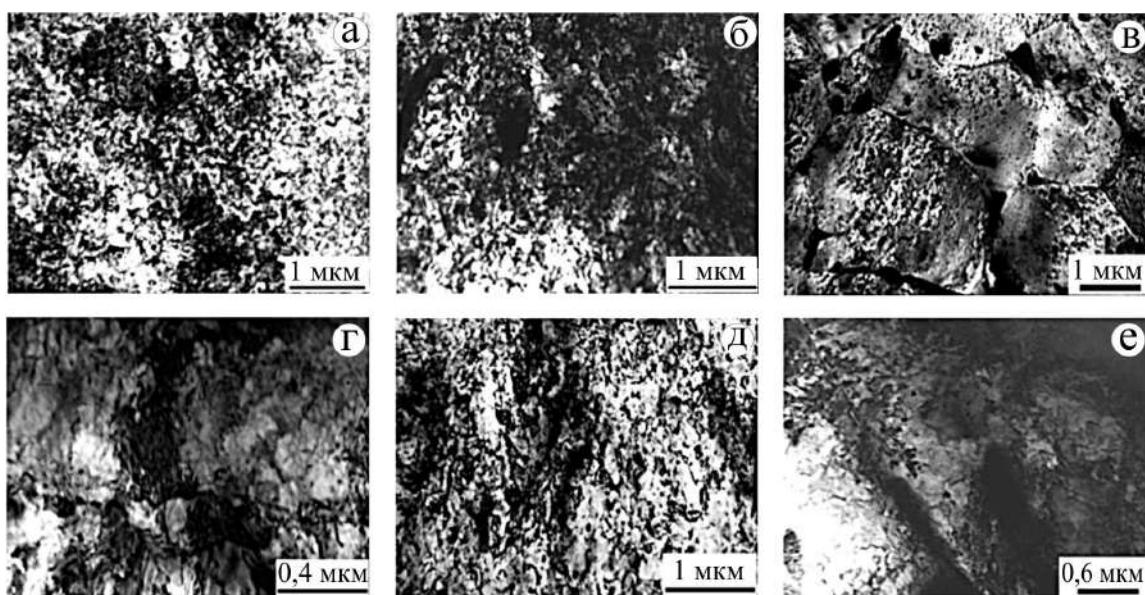


Рисунок 2- Структура сплава Zr1Nb после воздействий: а) МО-1; б) МТО-5; в) МО-2; г) МО-1+ ползучесть при 700 К($\sigma \approx 0,9\sigma_B$); д) МТО-5 + ползучесть при 700 К($\sigma \approx 0,9\sigma_B$); е) МО-2 + ползучесть при 700 К($\sigma \approx 0,9\sigma_R$).

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 $\sim 10^8$ 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.

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

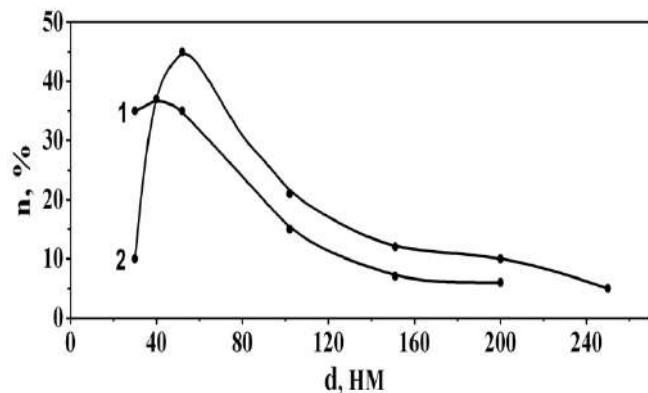


Рисунок 3- Спектры распределения по размерам зерен образцов сплава Zr1Nb после воздействий: 1 – МО-1; 2 – МО-2.

аннигиляцию дислокаций на границах зерен. Границы зерен становятся более равновесными, уменьшается уровень дальнодействующих 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 высокое 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

**Пантелейев 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, акусто-эмиссионные и др.), особое место занимают методы, основанные на регистрации работы выхода электрона (РВЭ) трущихся поверхностей, 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 трущихся поверхностей методом Кельвина экспериментально обнаружены периодические изменения РВЭ трущихся поверхностей. 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 трущихся поверхностей 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 врачающегося 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.

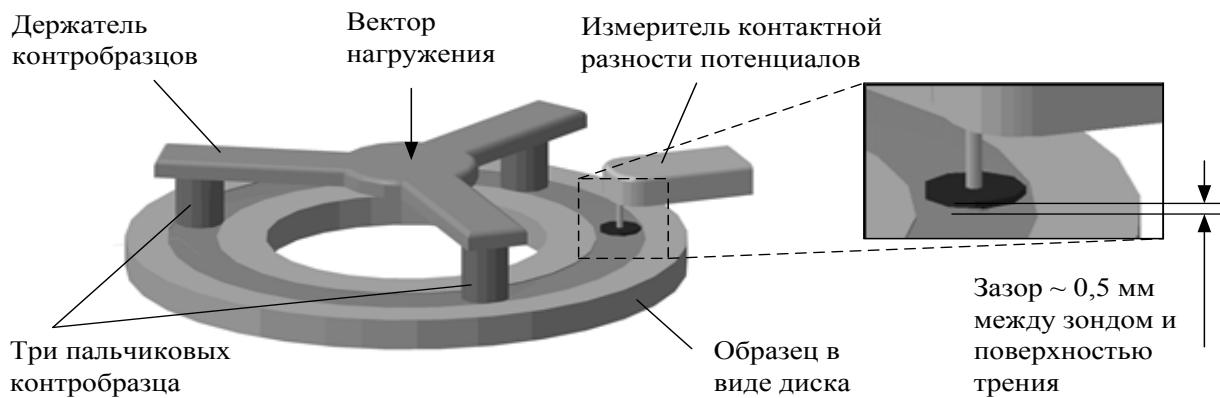


Рисунок 1 – Кинематическая схема узла трения при измерении работы выхода электрона трущейся поверхности

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 (контробразец) 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.

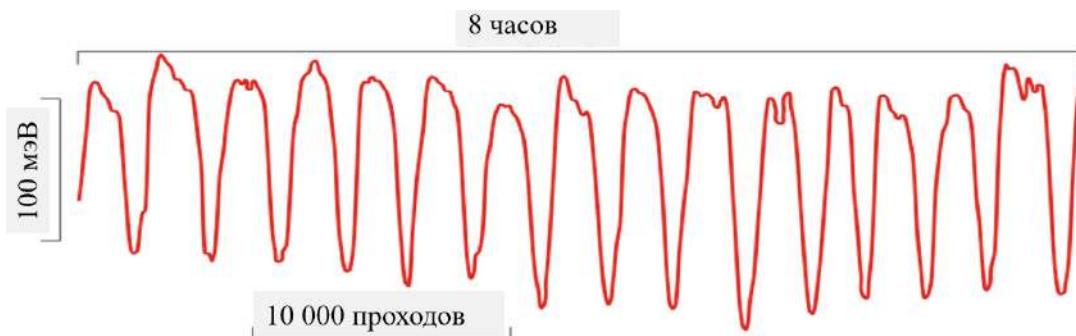


Рисунок 2 – Периодические изменения работы выхода электрона трущейся поверхности латуни Л63 за 8 часов работы машины трения

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).

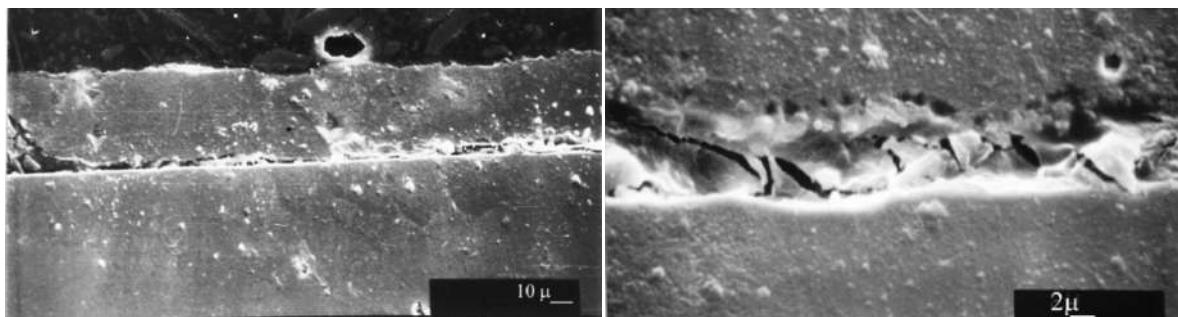


Рисунок 3 – Микрофотографии подповерхностной трещины на стадии предразрушения поверхностного слоя (выявляется по характерным точкам периода изменения работы выхода электрона)

Заключение. С учетом общности закономерностей объемного и поверхностного деформирования, один цикл периодических изменений РВЭ трущшейся 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. – Elsiver, 2017. – 388 р.
2. Жарин, А.Л. Метод контактной разности потенциалов и его применение в трибологии А.Л. Жарин. – Минск : Бестпринт. – 1996. – 235 с.
3. Pantsialeyeu, K. Charge sensitive techniques in tribology studies / K. Pantsialeyeu, A. Zharin, M. Opielak, P. Rogalski // Przeglad 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 модификации различных 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 модификации различных видов 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 12Х18Н10Т. Для нанесения соединения ZrCN на стальную подложку работе использовали установка вакуумного напыления УВНИПА-1-001, оборудованную катоднодуговым 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 высокогенеретичными ионами аргона. При этом происходит нагрев поверхностей до 450 °C, 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 также натурные установки и стенды.

В ходе исследований изучали морфологию покрытия ZrCN толщиной не более 3 мкм. Результаты исследований представлены на рисунке 1.

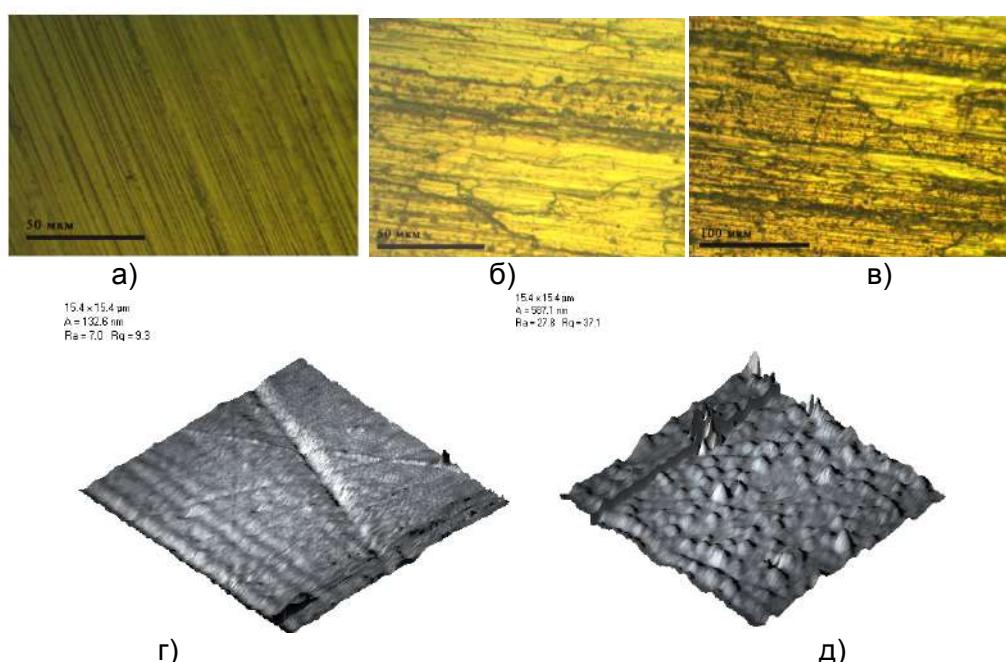


Рисунок 1 - Морфология покрытий ZrCN, сформированных на стали 12Х18Н10Т.
а, г- исходная поверхность стали 12Х18Н10Т; б, в, д- покрытие ZrCN; а-в- изображения
поверхностных слоев стального субстрата и покрытия получены методом оптической
микроскопии; г-д- изображения поверхностных слоев стального субстрата 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 глобуллярных структур с латеральным размером порядка 1-1,4 нм. Полученные данные подтверждаются результатами исследований методом растровой электронной микроскопии рисунок 2.

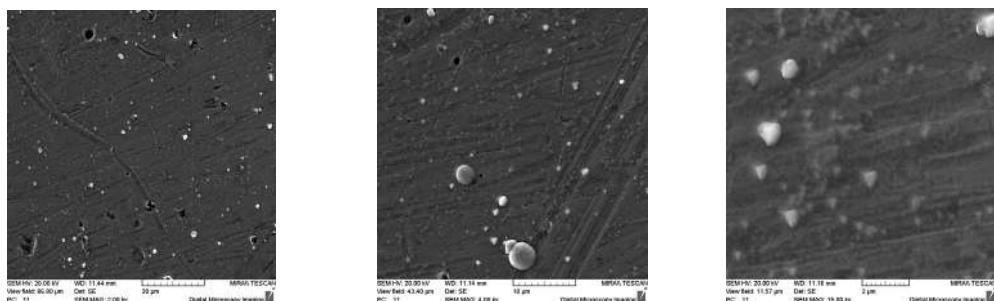


Рисунок 2 - Морфология покрытий ZrCN, сформированных на стали 12Х18Н10. Изображение поверхностных слоев получены методом растровой электронной микроскопии при различных увеличениях.

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 12Х18Н10Т	1434	184	214
Сталь 12Х18Н10Т, подвергнутая криогенной обработке в течение 60 минут	853	118	150
Покрытие ZrCN, сформированное на подложке из стали 12Х18Н10Т	1724	181	227
Покрытие ZrCN, сформированное на подложке из стали 12Х18Н10Т, 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 приспосабливается 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÷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 накостных 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, термодеформационной 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 ротационной ковки. 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 холодной ковки 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} с⁻¹.

На рисунке 1 приведены диаграммы сжатия монокристаллов Ni-Fe-Ga-Co и Cu-Al-Ni. Наблюдаются 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.

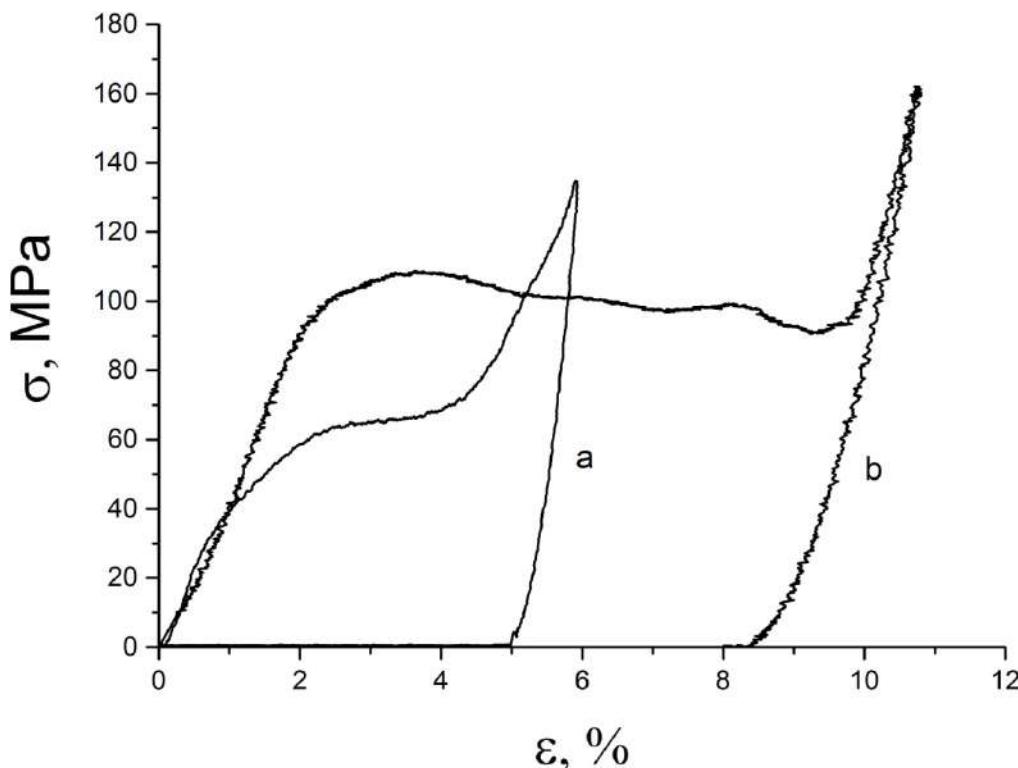


Рисунок 1 - Диаграммы сжатия монокристаллов NiFeGaCo (a), CuAlNi (b) с эффектом памяти формы.

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.

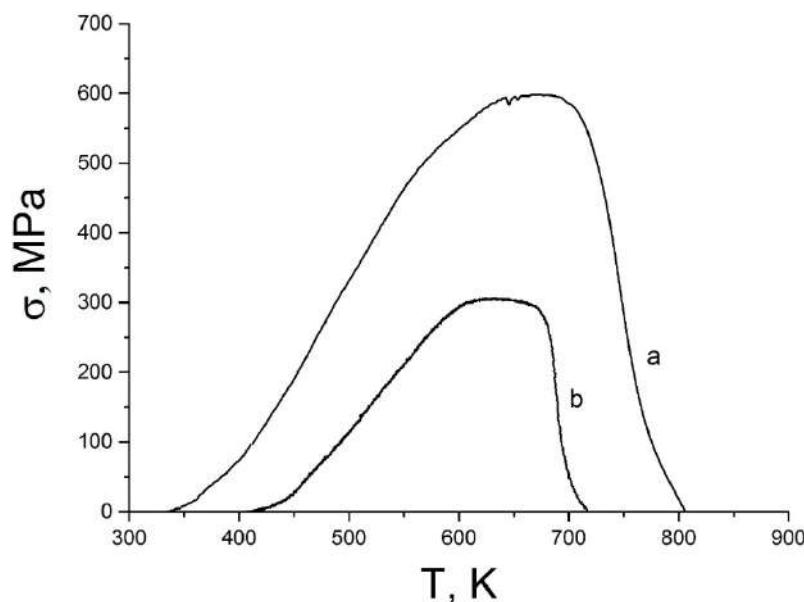


Рисунок 2 - Температурная зависимость реактивных напряжений в монокристаллах: а- NiFeGaCo, б- CuAlNi с эффектом памяти формы.

Результаты исследования защемленных 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, Россия

² Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ 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 нагрузки можно количественно оценить нанотвердость и модуль упругости (непосредственно по наклону кривой разгрузки).

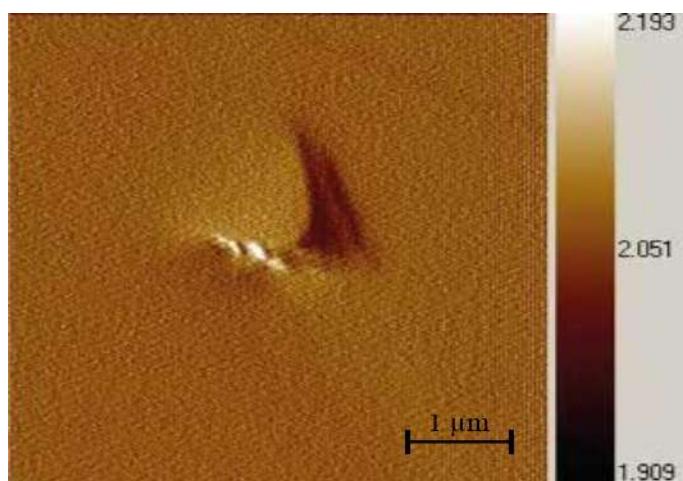


Рисунок 1 - Изображение отпечатка трехгранной пирамидой на поверхности плоскости спайности (100) монокристалла $\beta\text{-}\text{Ga}_2\text{O}_3$.

В данной работе исследовались монокристаллы $\beta\text{-}\text{Ga}_2\text{O}_3$, выращенные методом свободной кристаллизации на установке «Гранат-2М» [4], а также эпитаксиальные слои α - и $\beta\text{-}\text{Ga}_2\text{O}_3$, 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.

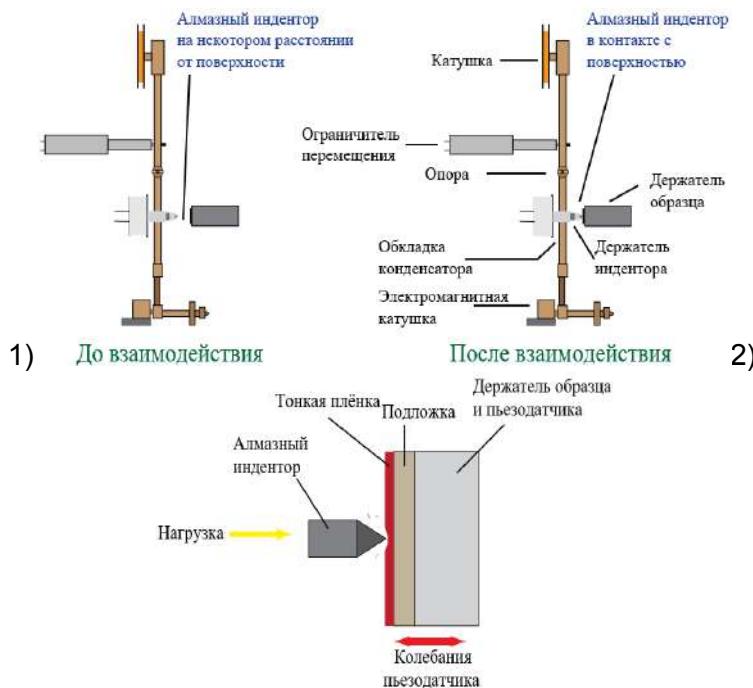


Рисунок 2- Принципиальная схема устройства (1) и работы (2) нанотвердомера NanoTest производства Micro Materials Ltd. (Великобритания).

Индентирование образцов осуществлялось при помощи нанотестера NanoTest 600 фирмы MicroMaterials (UK) (рис.2) с трёхгранной пирамидой Берковича, скорость нагружки 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 $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$.

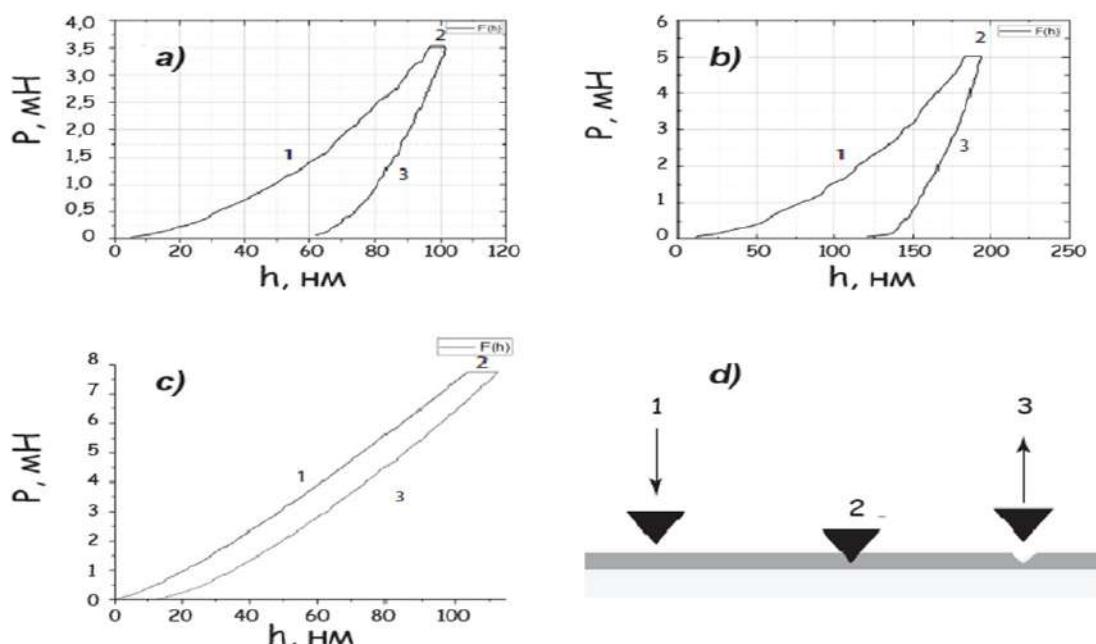


Рисунок 2- Зависимости нагрузки, приложенной на индентор (мН), от глубины проникновения индентора (нм) в эпитаксиальные слои (-201) $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ (а) и (10-10) $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ (б) и в поверхность (100) монокристалла $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ (с): 1 – нагрузка; 2 – выдержка под постоянной нагрузкой на индентор; 3 – разгрузка, (д) – 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 Ga_2O_3 .

	Эпитаксиальные слои		Объемные монокристаллы $\beta\text{-}\text{Ga}_2\text{O}_3$		
	$\beta\text{-}\text{Ga}_2\text{O}_3/\text{c-Al}_2\text{O}_3$ (-201)	$\alpha\text{-}\text{Ga}_2\text{O}_3/\text{m-Al}_2\text{O}_3$ (10-10)	(100)	[Tamura Corp. [6]] (101)	(-201)
$H, \text{ ГПа}$	12.0	17.0	8.9	9.7	12.5
$E, \text{ ГПа}$	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. Блашенков, 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/qao/>

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, возникала 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.