

**XLV Международная
конференция**

**«Актуальные
проблемы прочности»**

***25 - 28 сентября 2006 г.
г. Белгород***

Сборник тезисов



Министерство образования и науки РФ
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН
Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова при Томском госуниверситете
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Белгородский государственный университет
Научно-образовательный Центр БелГУ «Биосовместимые
наноструктурные материалы и покрытия медицинского назначения»



АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

**Сборник тезисов
45-й Международной конференции**

г. Белгород, 25 - 28 сентября 2006 г.

Белгород 2006

УДК 539.4+620.1+669.017:539.31
ББК 22.37+34.2
А43

Печатается по решению
редакционно-издательского совета
Белгородского государственного университета

Редакционная коллегия

доктор физико-математических наук, профессор *Бетехтин В. И.*,
доктор физико-математических наук, профессор *Колобов ЮР.*,
доктор физико-математических наук, профессор *Камышанченко Н.В.*,
доктор физико-математических наук, профессор *Красильников В.В.*

Актуальные проблемы прочности: сб. тез. 45-й
А43 Международной конференции. – Белгород: Изд-во
БелГУ, 2006. – 188 с.

ISBN 5-9571-0227-X

Сборник тезисов 45-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (Белгород, 25-28 сентября 2006 г.) включает научные работы, посвященные проблемам механизмов пластической деформации и разрушения твердых тел, структуры и физико-механических свойств ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов, биосовместимости наноструктурных материалов и покрытий, структуры и свойств сталей и сплавов, поверхностной обработки материалов, физических свойств тонких пленок.

УДК 539,4+620.1+669.017:539.31
ББК 22.37+34.2

ISBN 5-9571-0227-X

© Белгородский государственный
университет, 2006

МОДЕЛЬ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ТОНКИХ ПЛЕНОК СЕРЕБРА, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ ГЕЛИЯ

Красильников В. В., Савотченко С. Е., Сирота В. В., Яссер Эль Генди

Белгородский государственный университет, Белгород

kras@bsu.edu.ru

В работе [1] были приведены результаты экспериментальных исследований влияния облучения ионами гелия тонких пленок серебра. Было установлено, что облучение тонких пленок гексагонального серебра ионами гелия с энергией 10 кэВ при дозах $5 \cdot 10^{17}$ ион/см² обуславливает превращение его в кубическое серебро (гомогенизация). В данной работе предложена новая модель, в рамках которой проведено теоретическое описание изменения микроструктуры облученных пленок серебра, приводящее к постепенному распаду гексагональной фазы и перехода в кубическую гранецентрированную (ГЦК) структуру.

В основе модели лежит система уравнений:

$$\begin{cases} \frac{dC_1}{dt} = \{\alpha_1 - \beta_1 f(C_1, C_2)\} C_1, \\ \frac{dC_2}{dt} = \{\alpha_2 - \beta_2 f(C_1, C_2)\} C_2. \end{cases} \quad (1)$$

где плотности кристаллитов с гексагональной структурой C_1 и с ГЦК структурой C_2 , начальные значения которых заданы: $C_1(0) = C_1^{(0)}$, $C_2(0) = C_2^{(0)}$. Уплотнение пленки в единицу времени описывается функцией $f(C_1, C_2)$, которая является симметричной ($f(C_1, C_2) = f(C_2, C_1)$), а также обращается в нуль вместе суммой $C_1 + C_2$ и монотонно стремится к бесконечности вместе с каждой переменной. Коэффициенты радиационного прироста $\alpha_{1,2}$ плотностей гексагональной и ГЦК фаз являются положительными и пропорциональными плотности потока J ионов гелия. Величины $\beta_{1,2}$ являются положительными постоянными, соответствующими степени уплотнения каждого фазы.

Преобразовав систему (1) и проинтегрировав ее с учетом начальных условий, можно получить выражение

$$\frac{C_1^{\beta_2}}{C_2^{\beta_1}} = \frac{(C_1^{(0)})^{\beta_2}}{(C_2^{(0)})^{\beta_1}} e^{(\alpha_1 \beta_2 - \alpha_2 \beta_1) t}, \quad (2)$$

из которого следует, что при выполнении условия

$$\alpha_1 / \beta_1 < \alpha_2 / \beta_2 \quad (3)$$

будет справедливым соотношение $\lim_{t \rightarrow \infty} \frac{C_1^{\beta_2}}{C_2^{\beta_1}} = 0$. Это означает, что гексагональная

структура с течением времени исчезает, а в пленке остается только гексагональная фаза. Поскольку в ГЦК-ячейке имеется 4 атома, а в ГПУ – 6, то радиационный прирост гексагональной фазы происходит медленнее, чем ГЦК, а следовательно, $\alpha_1 < \alpha_2$. Известно, что в ячейках ГПУ и ГЦК структур факторы упаковки одинаковы и примерно равны 0,74. Это означает, что $\beta_1 \sim \beta_2$. Отсюда видно, что выполнение соотношения (3) физически оправдано. Следовательно, аналитически удастся показать изменения микроструктуры облученной пленки, в результате которых гексагональная фаза пропадает, а остается только ГЦК.

1. Камышанченко Н.В., Мартынов И.С., Матюшенко Н.Н., Неклюдов И.М., Рыбалко В.Ф. // Научные ведомости, серия «Физика». 2000. № 1(10). С. 120-130.

НОВАЯ ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЗРЫВООБРАЗНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Алехин В. П., Прохоров А. И.

*Московский государственный индустриальный университет (МГИУ), Москва,
alekhin@msiu.ru*

На основе обобщения экспериментальных данных предлагается новая физическая модель разрушения твердых тел, основанная не на традиционных схемах концентрации напряжений из-за различного рода неоднородностей дислокационной структуры, а за счет различного рода локальных неоднородностей распределения ансамбля дислокационных петель различной мощности и природы. В качестве первой стадии рассматривается диффузионная стадия зарождения дислокационных петель, их роста и эволюции в процессе выдержки под нагрузкой. Взаимодействие между собой локальных источников перенапряжений от единичных петель в микрообъемах формирует общее макроскопическое поле внутренних напряжений в кристалле, ответственное за деформационное упрочнение кристалла, а также создает некоторую критическую ситуацию по пиковым напряжениям, превышающим в определенный момент в некоторой точке ансамбля прочность кристалла на разрыв.

На практике подобное явление имеет место, поскольку при некоторых критических параметрах деформирования как в условиях одноосного нагружения, так и при ультразвуковом озвучивании наблюдалось взрывообразное разрушение образца на мельчайшие осколки. При этом четко прослеживалась связь между эволюцией ансамбля петель, величиной остаточных напряжений и последующего хрупкого разрушения образцов.

Такой характер разрушения может быть объяснен постепенным увеличением плотности и размеров взаимодействующих ансамблей и соответственным накоплением внутренних напряжений в материале, что было подтверждено металлографическими, рентгенодифракционными и электронно-микроскопическими исследованиями. Взаимодействие локальных полей напряжений от статистически распределенных по объему материала ансамблей при определенных условиях может приводить к локальным перенапряжениям критической величины и последующему хрупкому разрушению. При этом, поскольку вокруг возникшего очага хрупкого разрушения находится большая плотность локальных областей перенапряжений примерно такого же порядка, образец разрушается не по одной или нескольким магистральным трещинам, а на очень мелкие пылеобразные частицы, т. е. фронт упругой волны напряжений, распространяясь от первичного очага, индуцирует действие большой плотности других аналогичных источников локальных перенапряжений.

Предлагаемая в данном случае диффузионная модель зарождения первичных концентраторов напряжений и первичных трещин имеет принципиальное значение для объяснения экспериментальных данных, в которых электронно-микроскопическим методом наблюдалось автономное зарождение дислокаций и хрупких трещин на ряде хрупких объектов, в том числе на Si и Ge.

1. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука, 1983, 280 с.
2. Никитенко В.И. В кн. Динамика дислокаций. Киев Н. Думка, 1975, с. 7-26.

ПОВЕРХНОСТНАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ КАК НАНОТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА МАССИВНЫХ ИЗДЕЛИЯХ

**Алехин В. П., Лесюк Е. А., Капранова А. И., Корнев Д. В.,
Прохоров А. И.**

*Московский государственный индустриальный университет, Москва,
alekhin@msiu.ru*

Разработана технология поверхностной упрочняющей ультразвуковой обработки (УЗО) массивных деталей из закалённых конструкционных и инструментальных сталей для получения высокой твёрдости и прочности за счёт создания нанокристаллических структур с размером зерна 5–10 нм на глубине 15–20 мкм от поверхности и микрокристаллической структуры на глубине 250–300 мкм от поверхности. При этом наблюдается возрастание твёрдости с исходного уровня 44–46 до 54–56, а в ряде случаев – до 68–70HRC.

Технология ультразвуковой финишной и упрочняющей обработки отработана на широком круге реальных промышленных деталей и изделий с различной геометрической формой поверхности за счёт применения компьютеризированной технологии.

Изучено влияние основных технологических параметров УЗО на величину микрогеометрии Rz и микротвёрдости Hv обрабатываемого материала. При этом показано, что зависимости Rz, Hv имеют 2 области, разделённые экстремумами, вследствие появления эффекта переупрочнения (перенаклёпа) и контактной усталости обрабатываемого материала, сопровождающегося появлением в приповерхностных слоях большого количества микротрещин.

Рентгеновским методом исследован характер распределения внутренних остаточных напряжений от поверхности в глубину обработанных УЗО материалов. Уровень внутренних сжимающих напряжений составляет 800–850 МПа на глубине до 150 мкм от обработанной УЗО поверхности.

Исследован предел усталостной прочности закалённой штамповой стали 4X5MФ1С на базе 10^7 циклов и показано, что после УЗО он увеличивается почти в 2 раза с 650 МПа (до УЗО) до 1150 МПа.

Методом горячей микротвёрдости показано, что порог термической стабильности полученной после УЗО nano- и микрокристаллической структуры составляет 450–500°C.

ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ПРОХОДОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г., Кардашев Б. К., Пилюгин В. П.*,
Скленичка В.**

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург,

** Институт физики металлов, УрО РАН, Екатеринбург,*

*** Институт физического материаловедения АН ЧР, Брно, Чехия*

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Изучено влияние числа проходов (от одного до двенадцати) при РКУ-прессовании на механические свойства и структурные характеристики А1 (99,99%). Электронномикроскопические исследования показали, что размер зерна в образцах деформированного алюминия ≈ 1 мкм и практически не зависит от числа проходов. (Размер зерен в исходных заготовках составлял ≈ 5 мм).

Установлено, что все свойства и характеристики А1 наиболее существенно меняются при переходе от первого к четвертому проходу, после которого существенных изменений практически не наблюдается. В связи с этим, основное внимание было обращено на сравнение образцов, полученных после одного (А1) и четырех (А4) проходов.

Акустическим методом составного пьезоэлектрического вибратора на продольных колебаниях с частотой около 100 КHz было изучено влияние амплитуды колебательной деформации на модуль упругости и внутреннее трение. Это позволило получить данные об упругих и неупругих (микропластических) свойствах микрокристаллического алюминия. Методом малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР) и прецизионного измерения плотности изучалось влияние степени деформации на свободный объем.

Использование высокого (до 1 кбар) гидростатического давления позволило оценить долю свободного объема, связанную с образованием нанопористости.

При растяжении образцов в режиме ползучести при 18 и 200 °С изучалось влияние числа проходов на долговечность и минимальную скорость ползучести.

Установлено, что при переходе от образцов (А1) к (А4) наблюдается рост модуля Юнга E , амплитудно-независимого декремента δ , условного предела текучести σ_s . В тоже время при переходе от (А1) к (А4) на порядок уменьшается долговечность и увеличивается скорость ползучести.

Полученные результаты обсуждаются с учетом результатов структурных исследований, согласно которым при переходе от образцов (А1) к (А4) в несколько раз увеличивается доля большеугловых ($>15^\circ$) границ и растет концентрация нанопор.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 04-02-17627).

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА В АМОРФНОМ И АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ

Глезер А. М., Пермякова И. Е., Манаенков С. Е.

ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина»

Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова, Москва

glezer@imph.msk.ru

Актуальной задачей исследований является установление связи между структурными превращениями, реализующимися в процессе обработки аморфных сплавов (АС), и эволюцией свойств. Это позволяет на новой основе прогнозировать их поведение, создавая предпосылки для эффективного применения.

На примере ленточных АС $\text{Fe}_{60,8}\text{Co}_{20,2}\text{B}_{14}\text{Si}_{15}$ и $\text{Co}_{75,4}\text{Fe}_{3,5}\text{Cr}_{3,3}\text{Si}_{17,8}$, полученных закалкой из расплава, показана эффективность применения метода микроиндентирования для оценки значений их трещиностойкости и локальной пластичности (поверхностной плотности и длины полос сдвига) [1]. Последующее сравнение этих параметров с макроскопической пластичностью (степенью пластической деформации до разрушения) при испытаниях на изгиб показало, что явление отпускной хрупкости, присущее АС типа металл-металлоид, обусловлено двумя факторами, которые, по-видимому, связаны между собой. Во-первых, это снижение склонности к пластическому течению в аморфной матрице и, во-вторых, это резкое уменьшение сопротивления развитию магистральных квазихрупких трещин.

Падение склонности к пластическому течению в локальных микрообъемах начинается при существенно более низких температурах отжига, чем макроскопический вязко-хрупкий переход (для АС на основе железа вблизи 500 К). Полное исчезновение картин пластической деформации происходит лишь при начале процессов активной кристаллизации (~ 750 К) с поверхности и распространяющейся вглубь образцов. Собственно отпускная хрупкость наступает тогда, когда снижение плотности и длины полос сдвига находится уже на второй стадии стремительного падения. Эти данные кардинально расходятся с выводами, сделанными Кимурой и Масумото [2]. По их мнению, способность к формированию полос сдвига не претерпевает сколько-нибудь заметного изменения (снижения) в температурном интервале макроскопического вязко-хрупкого перехода.

Обнаружены аномальные эффекты возрастания параметра трещиностойкости и поверхностной плотности полос сдвига на определенных стадиях предварительной термической обработки изученных сплавов.

«Пластификация» при нанокристаллизации АС $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$, максимум которой приходится на температуру 653 К, обусловлена, по-видимому, реализацией размерного эффекта – оптимальным распределением нанокристаллов характерного размера (110 нм) в аморфной матрице. Распространение трещин затрудняется, т.к. их развитие при «встрече» с каждой частицей имеет свою определенную ориентированность. Кроме того, вероятно, вступают в роль особые прочностные свойства наночастиц на данном этапе. Дальнейший спад трещиностойкости связан с появлением в структуре боридов и полной объемной кристаллизацией сплава.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 06-02-17075-а)

1. Глезер А.М., Пермякова И.Е., Федоров В.А. Трещиностойкость и пластичность аморфных сплавов при микроиндентировании // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2005. – Т. 2. – № 4. – С. 13-16.
2. Kimura H., Masumoto T. Strength, ductility and toughness – a study in model mechanics / Amorphous metallic alloys. Edited by F.E. Luborsky. Butterworth&Co Ltd., UK. 1983. P. 187-228.

РОЛЬ ВАКАНСИЙ В $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ И ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ СИСТЕМЫ «ЖЕЛЕЗО–УГЛЕРОД»

Лаптев И. Н., Пархоменко А. А. Красильников В. В.*

ИНЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина

parkhomenko@kipt.kharkov.ua

Белгородский Государственный Университет, Белгород

До сих пор все попытки построить диаграмму состояний для системы «металл–вакансии» сводились лишь к общим рассуждениям о возможных формах и принципах ее построения. В данной работе теоретически исследована роль упругих напряжений в формировании структурно-фазовых состояний в системе «железо–углерод–вакансии». Впервые построено «температурно-силовое» поле для тройной системы «железо–углерод–вакансии», в котором графически связаны основные термодинамические величины P , V и T через эквивалент c_v (концентрация вакансий). При этом учитывалась роль углерода и вакансий в образовании объема фазовых несоответствий. Каждая точка пространства отвечает определенному упруго-напряженному состоянию и конкретному фазовому составу системы. Главной составляющей пространства является диаграмма ГЦК – ОЦК полиморфных превращений, которые протекают через непрерывный спектр ОЦТ состояний (в области температур от -50 до 910 °С).

Диаграмма имеет вид петли гистерезиса, ограничивает в «температурно-силовом» поле пространство $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ мартенситных превращений и позволяет численно оценивать влияние температур, давлений и легирования (в том числе, и вакансиями) на силовые условия мартенситообразования в железе и сплавах на его основе. Силовые условия неравновесных мартенситных $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ превращений в этом пространстве определяются вектором, соединяющим любые две точки, лежащие на противоположных ветвях петли гистерезиса. Ветви петли сходятся в двух точках (вблизи 240 °С и вблизи 610 °С), которые попадают в области низко- и высокотемпературной отпускной хрупкости сталей.

Исследования свойств диаграммы позволяет сделать следующие выводы:

- природа хрупкости ОЦК металлов и отпускная хрупкость сталей и сплавов на основе железа может объясняться единым механизмом – выделением объема фазового несоответствия в виде вакансионного комплекса (вакансионного диска, поры или трещины) в результате обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситного превращения под действием упругих растягивающих напряжений;

- отпускная хрупкость стали (как низко-, так и высокотемпературная) может быть связана с уменьшением силовых характеристик $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситных превращений после отпуска их вблизи 240 или 610 °С;

Показана возможность определения температуры хрупко-вязкого перехода ОЦК металлов основанная на свойствах петли гистерезиса.

Диаграмма подтверждает наше предположение о том, что хрупкость ОЦК металлов, отпускная хрупкость и распухание сталей под облучением могут быть связаны с обратным $\alpha \rightarrow \gamma$ -мартенситным превращением, протекающим с выделением вакансионных комплексов [1,2].

1. И. Н. Лаптев, А. А. Пархоменко, Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение», №4 (82): 143-145 (2002).
2. И. Н. Лаптев, А. А. Пархоменко, Вопросы атомной науки и техники. Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение», №3 (85): 31-37 (2004).

ОДНОФАЗНАЯ МОДЕЛЬ АКТИВИРОВАННОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СИСТЕМЕ Mo–Ni

Савотченко С. Е., Иванов М. Б., Юрова О. В.

Белгородский государственный университет, Белгород
savotchenko@bsu.edu.ru

Известно, что обнаруживается появление слоя рекристаллизованных зерен в приповерхностном объеме металлических материалов со стороны покрытия [1]. С течением времени наблюдается движение фронта рекристаллизации в глубь металла, причем зависимость глубины рекристаллизованного слоя от времени подчиняется соотношению $\xi(t) \sim t^{1/2}$. Наиболее интересными для изучения закономерностей рекристаллизации с практической точки зрения являются сплавы на основе молибдена с нанесенным на поверхность тонким никелевым покрытием.

В данной работе предлагается новая модель, в рамках которой закон движения фронта рекристаллизации получается аналитически. Показано, что распределение концентрации C примесей никеля в рекристаллизованной области $0 < x < \xi(t)$ молибденового образца определяется выражением:

$$C(x, t) = C_s \left\{ 1 - \frac{\operatorname{erf}(x / 2\sqrt{D_b t})}{\operatorname{erf}(\beta)} \right\}, \quad (1)$$

где x – расстояние от поверхности образца, t – время отжига, C_s – концентрация никеля на поверхности молибденового образца, D_b – коэффициент зернограницной диффузии никеля в рекристаллизованной области, величина β является корнем уравнения

$$\beta \operatorname{erf}(\beta) e^{\beta^2} = \frac{C_s}{\gamma \sqrt{\pi}}, \quad (2)$$

где $\operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z e^{-y^2} dy$ – интеграл ошибок, $\gamma = \gamma(d, T)$ – коэффициент пропорционально-

сти между диффузионным потоком примесей никеля на границе фронта рекристаллизации и скоростью рекристаллизации. Эта величина определяется средним размером рекристаллизованных зерен d и температурой отжига T , причем в данной модели предполагается, что коэффициент γ прямо пропорционален d .

Положение фронта рекристаллизации определяется выражением:

$$\xi(t) = 2\beta \sqrt{D_b t}. \quad (3)$$

Численная оценка глубины рекристаллизованного слоя по формулам (2) и (3) через 10 часов отжига при температуре отжига 1373 K, коэффициенте зернограницной диффузии никеля в молибдене $D_b = 10^{-12}$ м²/с и концентрации никеля на поверхности $C_s = 50\%$ дает значение $\xi \approx 150$ мкм, что удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными [1].

Анализ уравнения (2) показал, что значения β уменьшаются с ростом среднего размера зерна d . Следовательно, с увеличением среднего размера зерна скорость рекристаллизации будет снижаться. Из (2) и (3) также вытекает, что увеличение концентрации никеля на поверхности приводит к возрастанию скорости рекристаллизации.

1. Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. – Новосибирск: Наука. Сиб. предприятие РАН, 1998. – 184 с.

ФОРМИРОВАНИЕ САМОПОДОБНОЙ СТРУКТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ, ЖЕСТКО ЗАКРЕПЛЕННЫХ НА ОБРАЗЦАХ АВИАЦИОННОГО СПЛАВА, ПРИ УСТАЛОСТИ

Кузнецов П. В., Панин В. Е., Гордиенко Ю. Г.*, Засимчук Е. Э.,
Петракова И. В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
** Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина*
kpvt@ispms.tsc.ru

В настоящей работе приводятся данные, свидетельствующие о формировании самоподобной структуры на поверхности монокристаллических пластин, жестко закрепленных на образцах высокопрочного авиационного сплава при усталостных испытаниях. Монокристаллические пластинки алюминия с ориентацией $\langle 001 \rangle \{100\}$, размером $\sim 10 \times 20$ мм и толщиной ~ 200 мкм, крепили на поверхности образцов с помощью специального клея. Образцы с наклеенными пластинами испытывали на малоцикловую усталость. Рельеф на поверхности монокристаллов исследовали с помощью оптической, растровой электронной и атомно-силовой микроскопии.

При $N \sim 10000$ циклов испытания на поверхности монокристаллических пластин формируется твидовая структура в виде шарообразных выступов с периодом около $\sim 2,8 \pm 0,15$ мкм, вершины которых ориентированны в двух сопряженных направлениях под углом 45 градусов к оси растяжения. На границе твидовой структуры и недеформированных областей монокристалла алюминия обнаружена переходная область шириной около $10 \div 12$ микрон. В этой области наблюдается структура субмикронного диапазона с периодом $\sim 0,33$ мкм, которая образована двумя системами тонких полос, пересекающихся под углом $\sim 40 \div 45$ градусов к направлению действующей силы. Она наложена на твидовую структуру и обуславливает ее высокочастотную модуляцию.

При достижении $N \sim 60000$ циклов образуется две системы сопряженных макрополос с периодом $\sim 320 \pm 40$ мкм, которые пересекают поверхность монокристаллического сенсора по всей ширине под углом $\sim 30 \div 40$ градусов к направлению внешней силы. На более низком масштабном уровне происходит формирование грубых выступов и впадин, которые приводят к низкочастотной модуляции твидовой структуры. Оценка периода модуляций дает величину $\sim 28 \pm 9$ мкм.

Наблюдение систем пересекающихся полос на разных масштабных уровнях может свидетельствовать о самоподобии. Необходимым условием самоподобия является наличие безразмерных параметров, инвариантных относительно преобразования масштаба. Таким параметром может являться число полос, приходящихся на единицу длины. На интервалах длины 1000, 100, 10 и 1 мкм, соответствующих четырем масштабным уровням, укладывается 3,13; 3,6; 3,6 и 3,03 полосы с периодом 320; 28; 2,8 и 0,33 мкм, соответственно. Отношение периодов полос на четырех масштабных уровнях равно $320 : 28 : 2,8 : 0,33 = 11,4 : 10 : 8,5$. Оно приблизительно равно отношению интервалов длины, соответствующих одинаковому числу полос на соответствующих масштабных уровнях $1000:100:10:1 = 10:10:10$. Поэтому число полос, приходящихся на единицу длины, остается приблизительно постоянным на каждом масштабном уровне. Полученные результаты свидетельствуют о самоподобии структуры на поверхности монокристаллов алюминия в диапазоне от сотен микрон до сотен нанометров.

Работа поддержана фондом ИНТАС. Проект №04-80-7078

ТЕРМОАКТИВИРОВАННЫЙ ПЕРЕБРОС (FLIP) ДИСЛОКАЦИИ МЕЖДУ ДОЛИНАМИ ПОТЕНЦИАЛЬНОГО РЕЛЬЕФА РАЗНОЙ ГЛУБИНЫ: ОБЩИЕ ЧЕРТЫ И ОСОБЕННОСТИ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ И ПОЛУПРОВОДНИКАХ

Гринберг Б. А. , Иванов М. А. *

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,

bella@imp.uran.ru

**Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАН Украины, Киев*

ivanov@imp.kiev.ua

Выявлен достаточно общий термоактивированный процесс, который приводит к вытягиванию дислокации вдоль выделенного направления и составляет необходимую ступень дислокационных превращений, вызывающих блокировку. По своей природе этот процесс представляет собой переброс (flip) дислокации из мелкой ямы (долины) потенциального рельефа в глубокую. Причины того, почему рельеф может быть многодолинным и почему существуют выделенные направления, различны для дислокаций различных типов в разных материалах. Последовательные стадии перестройки исходной дислокации, имеющей направление, близкое к выделенному: образование двойного перегиба; последующая его переориентация вдоль выделенного направления, сопровождающаяся (стимулированная) изменением внутренней структуры дислокации, обеспечивающим понижение энергии дислокации. Поскольку такой процесс происходит в различных точках вдоль дислокационной линии, исходная дислокация разбивается на длинные заблокированные сегменты. Получено выражение, определяющее критическую конфигурацию двойного перегиба, при которой происходит разбегание перегибов. Вычислена движущая сила, связанная с изменением ΔE глубины долины. Такая конфигурация существует даже при нулевом внешнем напряжении. Указанная сила, которая содействует переходу из мелкой долины в глубокую, будет одновременно противодействовать обратному переходу. В результате при нагреве без нагрузки можно ожидать термоактивированного образования неразрушаемых барьеров. Получено выражение для предельного для флип-процесса значения $\tilde{\varphi}$ угла φ отклонения от выделенного направления. При углах $\varphi > \tilde{\varphi}$ происходит не распространение двойного перегиба, а, напротив, его коллапс. Показано, как изменяются полученные выше выражения в том случае, когда в глубокую долину погружаются не полные, а частичные дислокации, что требует дополнительной энергии, пропорциональной энергии дефекта упаковки γ . Показано, что при $\varphi > \tilde{\varphi}$ переброс частичной дислокации в глубокую долину невозможен, также как полной дислокации. Однако, при $\varphi < \tilde{\varphi}$ флип-процесс частичной дислокации, в отличие от полной, требует выполнения определенных условий. Показано, что если выполняется неравенство $\Delta E \leq \gamma a$, то для протекания флип-процесса необходимо внешнее напряжение.

Полученные результаты положены в основу анализа экспериментов по нагреву без нагрузки: наблюдение блокировки сверхдислокаций в Ni_3Al (первоначально лежащих либо в плоскости октаэдра, либо в плоскости куба), одиночных дислокаций в TiAl . Проведено сравнение с вытягиванием дислокаций вдоль кристаллографических направлений в элементарных полупроводниках при нагреве (или, скорее, при охлаждении) под нагрузкой. В качестве оценки величины ΔE можно использовать понижение энергии ядра частичной дислокации в результате его реконструкции.

ТЕРМОАКТИВИРОВАННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ И ОДИНОЧНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В TiAl ПРИ НАГРЕВЕ БЕЗ НАГРУЗКИ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Гринберг Б. А., Антонова О. В., Волков А. Ю., Кругликов Н. А., Кадникова Ю. П.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
olga@imp.uran.ru

Аномалии деформационного поведения интерметаллида TiAl в настоящее время объясняется механизмами блокировки дислокаций различных типов [1,2]. В [3, 4] были развиты новые представления о возможности термоактивированной блокировки дислокаций в интерметаллидах при отсутствии внешних напряжений. Приведенные в данной работе результаты имели своей целью проверку этой концепции.

Для этого использовались поликристаллы TiAl с размером зерна ~1мм. Предварительно деформированный ($\varepsilon = 0,5\%$) при комнатной температуре образец нагревали без нагрузки при 400 и 700 °С. Изучение дислокационной структуры методом gb анализа проводилось с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX

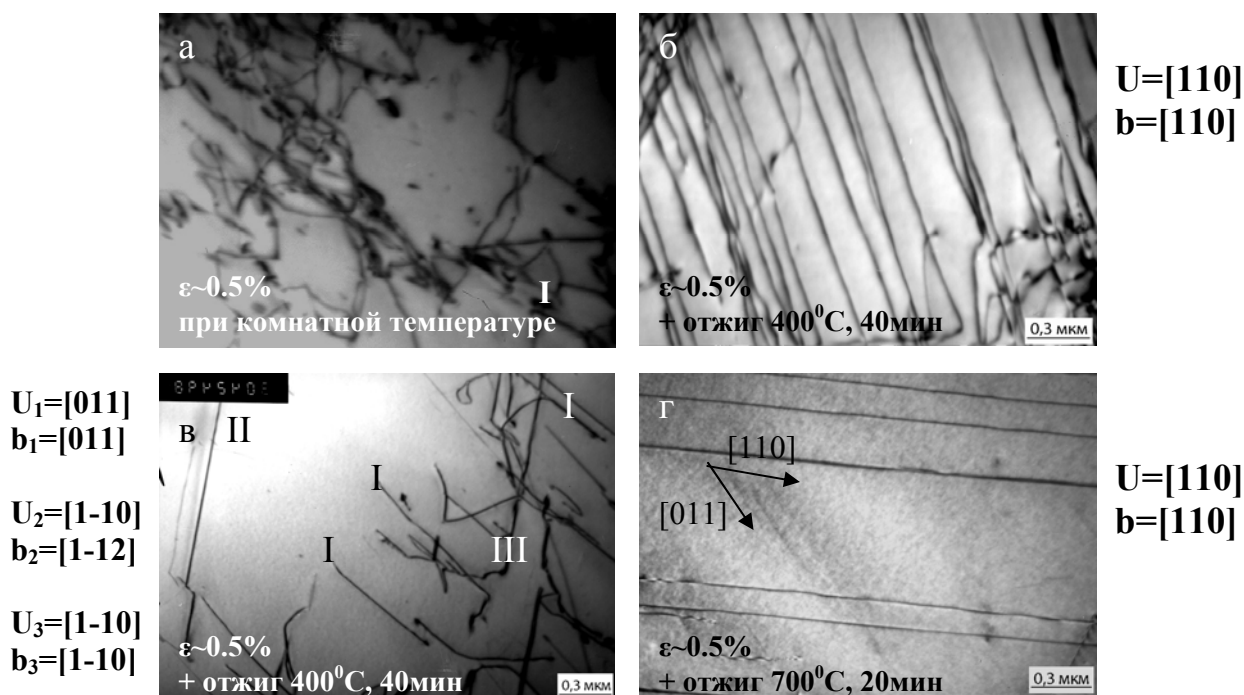


Рис. Дислокационная структура сплава TiAl, деформированного при комнатной температуре (а) с последующим отжигом при различных температурах: б, в – отжиг при 400 °С; г – 700 °С

Обнаружена блокировка одиночных дислокаций, которые приобретают винтовой характер.

1. Hug G., Loiseau F. and Veyssiere P. Rev.Phys. Appl., 1988, **23**, p.673-675
2. Greenberg B.A., Antonova O.V., Karkina L.E., Notkin A.B., Ponomarev M.V. e.a. Acta Met. Mater., 1991, **39**, 2, p.233-254, 1992, **40**, p.815-830.
3. Гринберг Б.А., Иванов М.А.// ФММ. **102**, № 1, 2006.
4. Гринберг Б.А., Антонова О.В., Иванов М.А., Пацелов А.М., Плотников А.В. // ФММ. **102**, № 1, 2006

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Иванов К. В., Мишин И. П. *, Колобов Ю. Р.

Белгородский государственный университет, Белгород,

ivanovkonst@bsu.edu.ru

** Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,*

mishinv1@yandex.ru

Известно, что одним из методов пластификации и уменьшения температуры перехода тугоплавких металлов в хрупкое состояние является измельчение зеренной структуры. В последнее десятилетие интенсивно развиваются методы измельчения зеренной структуры воздействием интенсивной пластической деформации.

В работе исследована возможность формирования субмикрокристаллической структуры в молибдене, полученном методами порошковой металлургии, с использованием интенсивной пластической деформации. В качестве способов интенсивной пластической деформации были выбраны многократное всестороннее прессование и кручение с одновременным приложением давления.

Структурные исследования образцов после интенсивной пластической деформации и последующих отжигов проводили методами оптической и электронной микроскопии. Установлено, что воздействие интенсивной пластической деформации способом всестороннего прессования позволяет сформировать в образцах молибдена ограниченных размеров ($10 \times 10 \times 7$ мм³), полученных методами порошковой металлургии, субмикрокристаллическую структуру с размером элемента зеренно-субзеренной структуры $\sim 0,5$ мкм, при значительно большем размере зерен. При использовании кручения с одновременным приложением давления удастся измельчить зерно до 0,2 мкм, при этом до 90 % границ зерен являются большеугловыми. В обоих случаях интенсивная пластическая деформация приводит к исчезновению остаточной пористости в молибдене.

Обнаружено, что интенсивная пластическая деформация приводит к увеличению микротвердости до 3,8 и 6,1 ГПа при воздействии методом всестороннего прессования и кручения с одновременным приложением давления, соответственно. Установлено, что в последнем случае структура характеризуется однородностью по объему образца.

Исследование зависимости микротвердости от температуры предварительного отжига показало, что термостабильность структуры молибдена, полученного кручением под давлением (1273 К) значительно превышает соответствующую для молибдена после всестороннего прессования, несмотря на то, что накопленная деформация в последнем случае значительно ниже. Предполагается, что «аномальные» значения температуры рекристаллизации для рассматриваемых случаев связаны с однородностью сформированной методами интенсивной пластической деформацией структуры.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОБРАТИМОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СПЛАВА ВТ6

Иванов М. Б., Колобов Ю. Р., Вершинина Т. Н., Мишин И. П.*

*Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий,
Белгородский государственный университет, Белгород,*

Kolobov@bsu.edu.ru

**) Лаборатория физического материаловедения,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,*
Ivanov.Maxim@bsu.edu.ru,

Титан и его сплавы находят все более широкое применение в современной авиакосмической технике, медицине, судостроении и автомобильной промышленности. Широкое распространение титановых сплавов ограничено высокой стоимостью сырья и трудоемкостью обработки материалов на основе титана. Одним из возможных решений задачи удешевления продукции из титана и его сплавов является формовка изделий в режиме сверхпластичности. В настоящей работе приводится состояние разработки нового способа формирования ультрамелкозернистой структуры в крупногабаритных заготовках сплава ВТ6 путем термомеханической обработки в сочетании с обратимым легированием водородом и результаты аттестации структуры и механических свойств титанового сплава ВТ6 с ультрамелким зерном. Показана возможность реализации низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности в ультрамелкозернистом сплаве.

Методами оптической металлографии, рентгенофазового анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено экспериментальное исследование структурно-фазовых превращений при термомеханической обработке исследуемого сплава, легированном водородом, а также сплава в ультрамелкозернистом состоянии после указанных обработок.

В результате термомеханической обработки сплава ВТ6 в сочетании с обратимым легированием водородом получена однородная по сечению образца микроструктура со средним размером зерен порядка 0,5 мкм. Исследуемый материал после указанной обработки имеет предел текучести порядка 1300 МПа, предел прочности – 1360 МПа, деформация до разрушения сохраняется на уровне 12–14 %.

Показано, что сплав ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой, сформированной указанным методом, демонстрирует уникальные сверхпластические свойства. При температурах выше 850 К предел прочности сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой резко снижается, а деформация до разрушения возрастает. При температуре испытания 1023 К пластичность сплава превышает 1300 %.

ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЛАСТИ БИОМАТЕРИАЛОВ

Тихоновский М. А., Шепелев А. Г., Немашкало О. В.

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
Украина, Харьков,
tikhonovsky@kipt.kharkov.ua*

Одной из наиболее значительных черт 3-го тысячелетия является стремление к повышению качества и продолжительности жизни человека. Существенную роль в достижении этих целей играют успехи в разработке и использовании новых биоматериалов, т.е. материалов, которые применяются в медицине для поддержания жизнедеятельности и нормального функционирования организма. В развитие биоматериалов вкладываются огромные средства, а рынок биоматериалов оценивается в десятки миллиардов долларов.

Согласно классификации Дэвида Уильямса (ныне главного редактора журнала "Biomaterials"), биоматериалы (или биомедицинские материалы) подразделяются на три категории в соответствии с характером их биологических (биохимических) реакций с окружающими тканями: биоинертные, биоактивные и биодеградирующие (биоразрушающиеся). К биоинертным (биотолерантным) относят материалы, которые не вызывают иммунных реакций, воспалительных процессов и, следовательно, не отторгаются организмом, сохраняя при этом свою структуру. Биоактивные материалы выполняют биологические функции, имитируя естественные ткани, а биодеградирующие материалы постепенно растворяются в теле и замещаются натуральными тканями.

В докладе для оценки тенденций развития исследований в области биоматериалов проанализирован поток научной информации, накапливаемый в достаточно представительной автоматизированной Базе Данных Института Научной Информации США "Materials Science Citation Index" (MSCI, 1991-2005 гг.). Компьютерный анализ проводился по различным ключевым словам и понятиям: биоинертные, биосовместимые, биоактивные и биодеградирующие материалы; металлы и сплавы; керамика; полимеры, углерод и его модификации, искусственные ткани и жидкости (включая искусственную кровь).

Построенные кумулятивные кривые числа публикаций по различным классам биоматериалов, определяемым по Уильямсу, показывают, что число публикаций по биоактивным и биоразрушаемым материалам заметно превышает количество статей, посвященных биоинертным материалам. Главное, однако, это очень быстрый рост публикаций по биоматериалам всех классов в последние годы. Наиболее активными в проведении исследований по биоматериалам являются США, Япония, Германия, Англия. При этом США лидирует в исследовании биодеградирующих материалов, Япония – в области биоактивных материалов, а Германия опережает по числу публикаций другие страны в исследовании биоинертных материалов.

Авторы анализируют тенденции развития отдельных типов материалов (металлы и сплавы; керамика; полимеры, углерод и его модификации, искусственные ткани и жидкости), а также различных покрытий, в том числе, на основе алмаза, фосфата кальция и гидроксиапатита. При этом особое внимание уделено новым металлическим материалам, таким как безникелевые нержавеющей стали, сплавы на основе биоинертных металлов (титана, тантала, циркония, ниобия), биоразрушаемые сплавы на основе магния. Последние сплавы весьма интересны для использования в качестве эндопротезов различного назначения. Обсуждаются также перспективы применения в медицине сплавов и покрытий с нанокристаллической микроструктурой.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ ПРИНЦИПИАЛЬНО НОВЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, СОСТОЯЩИХ ИЗ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ И МИКРОТРУБОК

Викарчук А. А. , Ясников И. С. , Денисова Д. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти
yasn@infopac.ru

Проведённые нами ранее эксперименты показали, что, варьируя условия электроосаждения, можно получить пентагональные наночастицы и микрокристаллы меди с поперечными размерами от 100 нм до 300 мкм. При этом среди полученных объектов были выявлены нитевидные пентагональные микрокристаллы с полостью внутри [1], имеющие одну ось симметрии пятого порядка (рис. 1 а). Вопрос о возможности существования полостей в пентагональных наночастицах электролитического происхождения и имеющих шесть осей симметрии пятого порядка (рис. 1 б) оставался дискуссионным, поскольку выявление полости в таких объектах требовало введения новой экспериментальной методики. Если в нитевидных микрокристаллах, имеющих одну ось симметрии пятого порядка, «полость» выходит на поверхность кристалла и может наблюдаться с помощью средств электронной микроскопии (рис. 1 а), то выявление полости в наночастицах имеющих шесть осей симметрии пятого порядка требует разрушающих методов контроля. В рамках проведённой работы авторами было теоретически обосновано и экспериментально выявлено «вскрытие» полости в наночастицах в результате химического травления (рис. 1 в), как результат релаксации полей упругих напряжений, связанных с дефектом дисклинационного типа [2].

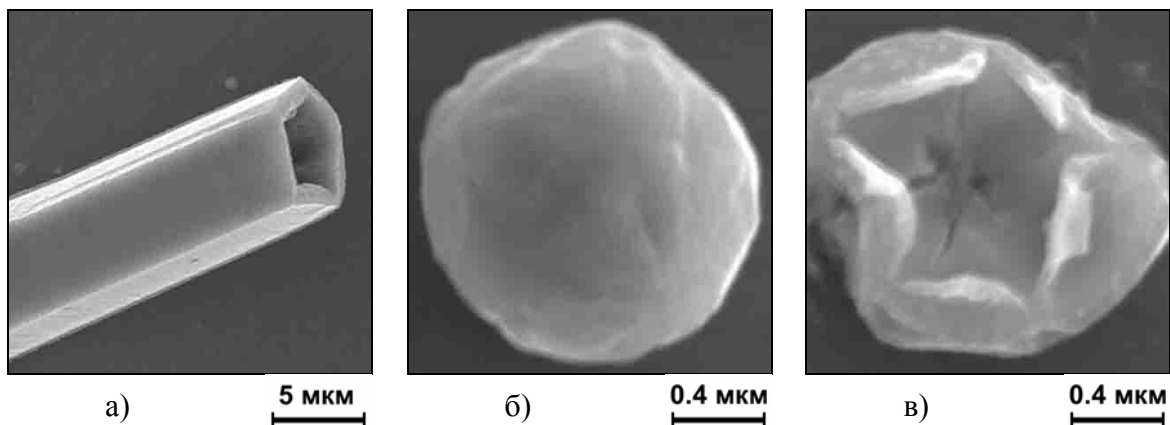


Рис. 1. Нитевидный пентагональный микрокристалл с полостью внутри (а) и пентагональная наночастица до (б) и после (в) химического травления её поверхности.

Необычность, а иногда и аномальность, свойств наночастиц обусловлена, в частности, существенной долей у них поверхностных атомов. Например, при размерах сферической наночастицы порядка 10 нм, доля атомов на её поверхности составляет около 10 % от общего числа атомов в наночастице (график а на рис. 2). Реализация в процессе электроосаждения развитой морфологии поверхности наночастиц или наличие внутренней полости в них даёт дополнительные преимущества. Так, для икосаэдрической частицы доля поверхностных атомов составляет 10 % при её размерах ~ 80 нм (график б на рис. 2), а для икосаэдрической частицы с полостью внутри при её размерах ~ 0,1 мкм (график в на рис. 2). Фактически, полученные нами в диапазоне микронных размеров объекты обладают свойствами наночастиц, что и определяет уникальность их физических свойств.

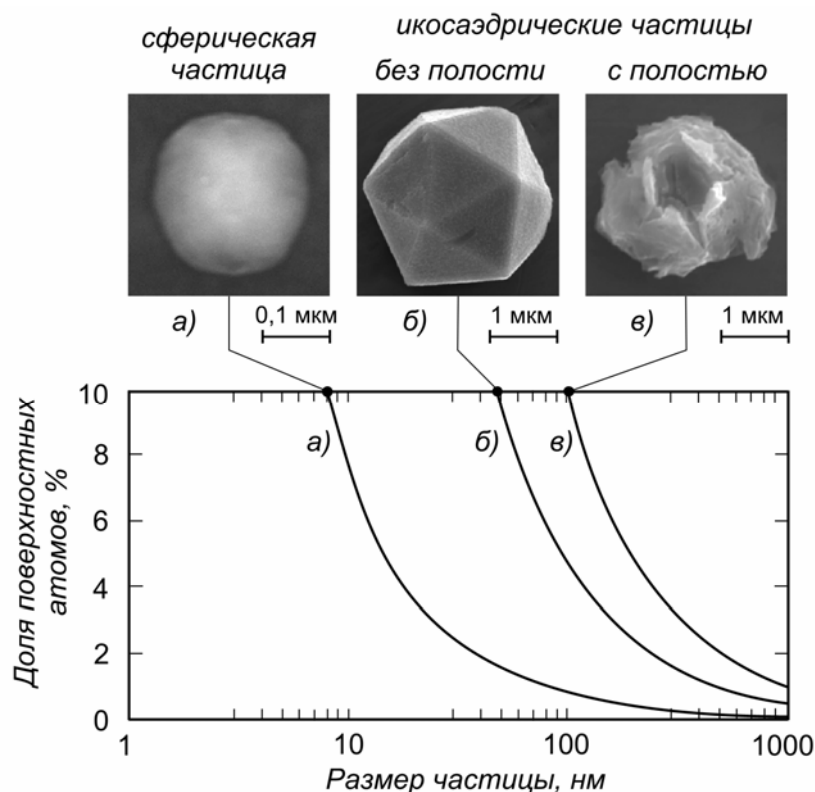


Рис. 2. Графики зависимостей доли поверхностных атомов от размеров частицы для сферической частицы (а), икосаэдрической частицы без полости (б) и с полостью внутри (в).

Стоит особо отметить, что наличие полостей в наночастицах электролитического происхождения открывает уникальную возможность для их практического применения, например, в качестве присадок или каталитических центров, способных скачкообразно увеличивать площадь.

1. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Эволюция образования и роста полости в пентагональных кристаллах электролитического происхождения // Физика твёрдого тела. – 2006. – т. 48, вып. 8. – С. 1352 – 1357.
2. И. С. Ясников, А. А. Викарчук К вопросу о существовании полостей в икосаэдрических малых металлических частицах электролитического происхождения // Письма в ЖЭТФ – 2006. – т. 83, вып. 1. – С. 46 – 49.

ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ГАБИТУСА ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Ясников И. С. , Викарчук А. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти
yasn@infopac.ru

Проведённые нами ранее эксперименты [1, 2] показали, что при определенных условиях образование пентагональных кристаллов на индифферентной подложке при электроосаждении металлов происходит по схеме: трёхмерный кластер (с икосаэдрическим или декаэдрическим расположением атомов) → некристаллический сферический островок роста → микрокристаллы с дисклинациями → кристаллические образования с пентагональной симметрией → покрытия, плёнки и массивные материалы из них. При этом нами были получены пентагональные кристаллы меди с поперечными размерами от 1 до 300 мкм и разным габитусом и имеющие одну или шесть осей симметрии пятого порядка.

В процессе анализа экспериментальных данных нами была предложена модель, которая основывается на предположении, что строение, размеры, форма и сценарии развития пентагональных кристаллов определяются особенностью процессов массо- и теплообмена, протекающими в островках роста, образующихся на начальных стадиях электрокристаллизации меди [2].

Проведённый по результатам, полученным в работе [2], анализ, в частности, показал, что при любом режиме электроосаждения температура в растущем островке в определённом диапазоне размеров островка резко возрастает и может превысить температуру плавления. Именно повышение температуры в островках выше температуры плавления способствует реализации фазового перехода «некристаллические островки – микрокристаллы с дисклинацией».

Для экспериментального подтверждения возможности перегрева островков роста выше температуры плавления нами исследовалась морфология габитуса пентагональных кристаллов на различных временных этапах их эволюции на индифферентной подложке. Электроосаждение проводилось в гальваностатическом режиме при плотности катодного тока $j = 5 \text{ А/м}^2$. Морфология полученного осадка исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP. На начальном этапе электроосаждения в случае образования на индифферентной подложке трёхмерных декаэдрических или икосаэдрических кластеров они в процессе эволюции преобразуются в островки роста сферической формы, слабо связанные с подложкой [1, 2].

Если условия теплообмена таковы, что островок роста перегревается выше температурной области сосуществования жидкой и твёрдой фазы, то он полностью перейдёт из твёрдого состояния в жидкое и «оседет» на подложку в виде полушара для минимизации потенциальной энергии. После этого площадь поверхности контакта островка роста с подложкой возрастёт и, как следствие, увеличится теплоотвод кристаллизационного тепла. При этом островок снова перейдёт в твёрдое состояние. Как результат, в процессе дальнейшей эволюции конечный габитус малой частицы с пентагональной симметрией будет полусферическим.

Если же условия теплообмена были таковы, что островок роста перегревался до температуры, лежащей в области сосуществования жидкой и твёрдой фазы, то он сохранит сферический габитус, и в процессе дальнейшей эволюции конечный габитус малой частицы с пентагональной симметрией будет также сферическим.

Именно такое влияние условий теплообмена и было выявлено при исследовании морфологии габитуса малых частиц с пентагональной симметрией [3]. На рис. 1 пред-

ставлены звёздчатые многогранники с пентагональной симметрией, сформировавшиеся из икосаэдрических кластеров при электрокристаллизации меди и имеющие полусферический (рис. 1 а) или сферический габитус (рис. 1 б) как результат различной степени перегрева островков роста на начальных стадиях эволюции пентагональных кристаллов [3].

Таким образом, температура в растущем островке при электрокристаллизации металлов в определённом диапазоне размеров островка резко возрастает и может превышать температуру плавления. При этом конечный габитус малой частицы с пентагональной симметрией определяется условиями теплообмена с подложкой, что и было продемонстрировано экспериментально [3].

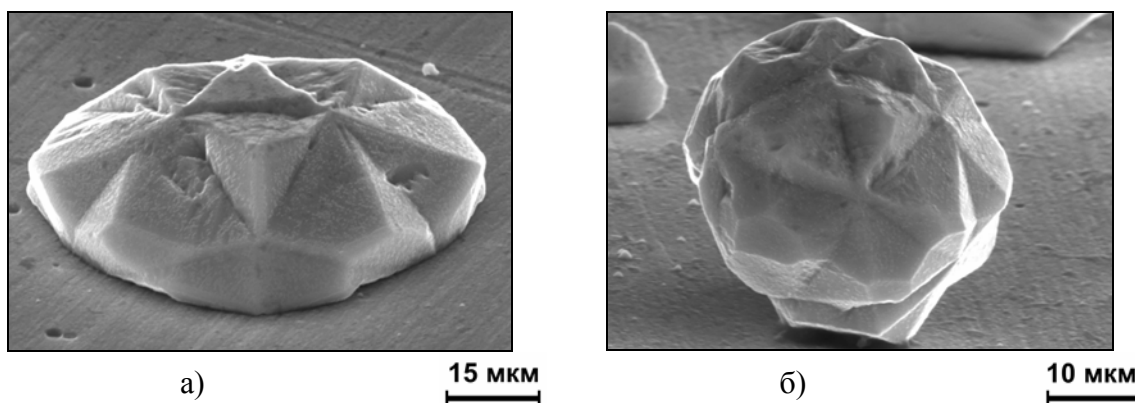


Рис. 1 Полусферический (а) и сферический (б) габитус звёздчатых многогранников с пентагональной симметрией, сформировавшихся из икосаэдрических кластеров при электрокристаллизации меди.

1. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Пентагональные кристаллы меди электролитического происхождения: строение, модели и механизмы их образования и роста. // В кн. Перспективные материалы. Структура и методы исследования. ТГУ, МИСиС (ТУ); Тольятти, Москва; 2006. – С. 247 – 266.
2. А. А. Викарчук, И. С. Ясников Особенности массо- и теплообмена в микро- и наночастицах, формирующихся при электрокристаллизации меди // Физика твёрдого тела. – 2006. – т. 48, вып. 3. – С. 536 – 539.
3. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Влияние процессов теплообмена на габитус пентагональных микрокристаллов электролитического происхождения // Письма в ЖТФ. – 2006. – т. 32, вып. 19. – С. 1 – 4.

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ НА РАВНОВЕСНУЮ ФОРМУ ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ПЛЕНКИ

Бычков А. А., Карпинский Д. Н.

Ростовский государственный университет, Ростов-на-Дону,
karp@math.rsu.ru

Известно [1], что релаксация напряжения несовместности в деформированной полупроводниковой $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ пленке на Si подложке происходит двумя способами: 1) с помощью образования волнистой поверхности (выпуклости, разделенные узкими канавками) на первоначально плоской пленке в процессе ее отжига, 2) путем зарождения дислокаций несовместности на границе раздела пленки и подложки. В первом случае неустойчивость первоначально плоской пленки связана с тем, что волнистая поверхность напряженной пленки имеет меньшую суммарную энергию (энергия деформирования + поверхностная энергия) вследствие упругой релаксации напряжения в вершинах выступов. С увеличением толщины пленки последовательно возникают первый, а затем второй механизмы релаксации. Другим типом дефектов, возникающим в исследуемой системе, являются сквозные трещины на границе раздела пленка - подложка, которые вызывают выпучивание сжатой пленки и изменяют условия релаксации напряжения несовместности в пленке. Важным элементом структуры пленочных систем является также буферный слой, располагающийся между пленкой и подложкой

В данном сообщении представлены результаты расчетов условий возникновения волнистой поверхности полупроводниковой пленки с буферным слоем и без него, а также при различных расположениях трещин и дислокаций несовместности. Эти расчеты обобщают ранее полученные результаты для плоской задачи [2] на трехмерный случай. Расчет упругих напряжений в пленке выполнен методом конечных элементов. Исследование показало, что при изготовлении данной гетероэпитаксиальной системы необходимо учитывать одновременно оба механизма релаксации напряжений несовместности

1. Muller P., Saul A. Elastic effects on surface physics. //Surface Science Report, 2004, V.54, p.157-258.
2. Бычков А.А., Карпинский Д.Н. Влияние дислокаций несовместности на равновесную форму полупроводниковой пленки. //Деформация и разрушение материалов, 2005, № 7, с.27-30.

ЗАРОЖДЕНИЕ МИКРОТРЕЩИН НА ГРАНИЦЕ УПРУГОГО ДВОЙНИКА И ВЛИЯНИЕ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА ЕГО РЕЛАКСАЦИОННЫЙ РОСТ В ИСЛАНДСКОМ ШПАТЕ

Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Чемеркина М. В., Кириллов Р. А.

Тамбовский государственный университет ИМ. Г.Р. Державина, Тамбов
feodorov@tsu.tmb.ru

Влияние ультрафиолетового излучения на свойства кристаллов представляет определенный интерес, как в научном плане, так и при решении прикладных задач.

Задача исследования: оценить влияние УФ излучения на релаксационный рост упругого двойника в оптически прозрачных кристаллах исландского шпата и установить характер образования трещин на его границе.

В исследованиях сопоставляли релаксационное подрастание упругого двойника в облучаемых и не облучаемых кристаллах.

Упругий двойник в кристалле получали по методике Р.И. Гарбера. Образцы размером $18 \times 12 \times 13$ мм выкалывали по плоскости спайности из крупных блоков. Две противоположные грани образцов сошлифовывали перпендикулярно одной из плоскостей двойникования и направлению сдвига в ней. После этого воздействием сферического индентора $R = 1,5$ мм в кристалле зарождали упругий двойник нагрузкой ~ 8 кг. Нагрузку оставляли постоянной, а длину упругого двойника измеряли в течение нескольких часов, до тех пор, пока релаксационный рост двойника не прекращался. Зародившийся при этом упругий двойник просматривался в виде тонкого лепестка с интерференционной окраской.

В следующей серии экспериментов при прочих равных условиях кристалл с упругим двойником находился под воздействием УФ излучения. Для облучения монокристаллов ультрафиолетовыми лучами использовалась ртутно-кварцевая лампа ПРК-2. Температура образцов во время опытов контролировалась термпарой и оставалась постоянной $T = 293$ К. Используемые длины волн ультрафиолетового излучения находились в интервале $\lambda = 250\text{--}350$ нм.

Отмечено, что при воздействии УФ излучения релаксационное подрастание упругого двойника происходит на большую длину $\sim$ на 25%.

Наблюдаемые закономерности в кристаллах исландского шпата при воздействии УФ излучения объяснены изменением состояния стопоров, препятствующих движению двойникующих дислокаций.

В третьей серии эксперимента осуществляли нагрев кристаллов исландского шпата потоком горячего воздуха. Эксперименты проводили при фиксированных температурах 303 К, 333 К, 363 К, 393 К, 423 К.

Отмечено, что при достижении некоторой критической нагрузки $P_{кр}$ в хвостовой части свободно растущего упругого двойника зарождалась трещина. При этом вершинная часть двойника несколько уменьшалась в размерах. При снятии нагрузки двойник выходил на поверхность, и трещина схлопывалась. Если образец оставался нагруженным, то размеры двойника постепенно уменьшались, а размеры трещины увеличивались. После выдержки ~ 12 часов вершина двойника практически всегда полностью выходила на поверхность трещины.

При расколе кристалла по плоскости спайности, проходящей через области существования упругого двойника и трещины, на месте трещины выявлялась строчка дислокаций с линейной плотностью дефектов $\sim 2,5 \cdot 10^5 \text{ м}^{-1}$. Отмечено, что трещина на границе упругого двойника зарождалась и при нагрузках несколько меньших, чем $P_{кр}$ при нагреве кристалла. При этом трещина зарождалась не сразу после приложения фиксированной нагрузки. Экспериментально установлено существование временного проме-

жутка между моментом приложения нагрузки и моментом зарождения трещины на границе упругого двойника, зависящего от температуры опыта при прочих равных условиях. Зависимость логарифма временного промежутка от обратной температуры носит линейный характер, что говорит о термоактивированном механизме образования трещин.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ LiF, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННЫМ ИОННЫМ ТОКОМ ЧЕРЕЗ КРИСТАЛЛ

Федоров В. А., Стерелюхин А. А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина
feodorov@tsu.tmb.ru

В опытах нагреву и одновременному воздействию электрического поля подвергались кристаллы LiF, ограниченные нетравленными поверхностями {111}, {100}, {350} и {110} (соотношение ретикулярных плотностей (ρ_p) в исследованных случаях 1,15 : 1 : 0,86 : 0,71, соответственно). Размеры образцов 20×8×3 мм (3 мм – расстояние между параллельными исследуемыми поверхностями). Содержание примесей не превышало $\sim 10^{-3}$ вес.%. Образец размещался между электродами из нихрома так, чтобы между одной гранью кристалла и электродом оставался воздушный зазор $d \sim 0,1$ мм. Размеры электродов не превышали размеров кристалла. От источника тока на электроды подавалось постоянное напряжение 400 В, как положительной полярности (кристалл соединен с положительным полюсом источника тока), так и отрицательной (кристалл соединен с отрицательным полюсом источника тока). Опыты проводились в температурном интервале 293–1073 К. Скорость нагрева составляла ~ 200 К/ч.

На всех гранях образцов обнаружены изменения в виде каплеобразных островков как правильной (каплевидной), так и неправильной формы. Новообразования имеют характерные размеры 3–300 мкм. Консистенция новообразований зависит от ретикулярной плотности поверхности и может изменяться от желеобразной до жидкой. Появление новообразований начинается при температуре T_k – температуре перехода от примесной проводимости к собственной, также зависящей от ретикулярной плотности исследуемых поверхностей: для {111} T_k составляет ~ 925 К, для {100} ~ 950 К, для {350} ~ 950 К и для {110} ~ 975 К. В случае охлаждения кристаллов при полярности противоположной полярности нагрева и равенстве проходящих зарядов новообразования исчезают. Масс-спектрографические исследования вещества новообразований показали, что стабильно регистрируются только матричные элементы. Это позволяет утверждать, что химический состав вещества новообразований аналогичен составу матрицы, а морфологическое отличие поверхностей после обработки может быть связано с изменением стехиометрического состава. В результате длительного вылеживания (более 30 суток) в полной темноте при комнатной температуре в веществе новой фазы наблюдается кристаллизация.

Экспериментально наблюдаются основные признаки фазового перехода: наличие температуры начала превращения, существование границы раздела, отличие свойств, обратный переход – кристаллизация. Таким образом, наблюдаемые структурно-фазовые превращения, позволяют интерпретировать процесс их образования как фазовый переход, обусловленный нарушением стехиометрического состава с образованием структур вида $\text{LiF}(\text{Li}^+)$ или $\text{LiF}(\text{F}^-)$.

Образование новой фазы обусловлено миграцией катионов Li^+ в интервале температур, соответствующих собственной проводимости. На поверхностях кристаллов накапливается заряд, как результат обеднения или насыщения приповерхностных слоев кристалла катионами, приводящий к нарушению стехиометрического состава и, как следствие, изменению физических свойств, в частности, температуры плавления. Сохранение аморфной фазы при охлаждении до комнатных температур обусловлено, прежде всего, отсутствием электрического поля, обеспечивающего направленный перенос ионов и малой диффузионной подвижностью ионов при пониженных температурах, то есть, аморфная фаза при комнатной температуре представляет собой неравновесную структуру, в которой с течением времени начинают развиваться процессы кристаллизации по диффузионному механизму.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759)

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА

Капустин А. Н., Федоров В. А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
feodorov@tsu.tmb.ru

Исследования проводили на металлическом стекле (МС), полученном путем спиннингования. Толщина ленты 20 мкм, состав: 74,5%Fe+1%Cu+3%Nb+12,5%Si+9%B (вес.%). Размер исследуемых образцов 10×20 мм. Перед испытанием их подвергали отжигу в печи при $T_{an} = 473\text{--}1223$ К с выдержкой $t = 10$ мин при каждой T_{an} . Отжиг заключался в достижении в печи требуемой температуры T_{an} , помещении образцов и дальнейшем их изъятии после выдержки t . Деформирование и разрушение отожженных материалов исследовали U -методом и методом микроиндентирования по Виккерсу на подложках, а характер деформирования после термической обработки исследовался на оптическом микроскопе МИМ-7. Аморфность МС контролировалась проведением рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-2 и ДСК (Rigaku 8230).

U -методом на изгиб установлен характер изменения пластичности МС в зависимости от температуры отжига. При $T_{an} \leq 623$ К разрушение МС не наблюдается. Заметная потеря пластичности начинается при $T_{an} = 673$ К. В результате механических испытаний происходит образование магистральных трещин, ведущих к разрушению образцов. Таким образом, температура отпускной хрупкости составила $T_f \approx 648$ К. Потеря пластичности приводит к потере вязкости разрушения и, соответственно, к возрастанию хрупкости. Предполагается, что снижение пластичности МС является следствием уменьшения подвижности атомов, обусловленным образованием в процессе структурной релаксации более стабильной структуры с ближним порядком. Температура отжига $T_{an} \approx 873$ К, соответствующая максимальному охрупчиванию (минимальной пластичности), связана с переходом образцов в дисперсное субмикроструктурное состояние. Это значение температуры совпадает с данными ДСК, при которых происходит кристаллизация. При температуре отжига $T_{an} > T_{crys}$ наблюдается коробление и образование значительной коррозионной пленки на поверхности образцов, вследствие сильного окисления в среде атмосферы при высоких температурах.

В соответствии со спецификой геометрии образцов и аморфного состояния выявлены особенности режимов измерения истинной микротвердости МС методом микроиндентирования по Виккерсу на подложках. Для МС отмечено, что при индентировании нагрузкой $P < 80$ г, что соответствует глубине проникновения $1/10 - 1/20$ от толщины лент, величина H_v , в пределах ошибки измерения, не зависит от P . Ограничением является нагрузка $P = 80$ г, поскольку при ее достижении H_v резко снижается. Кроме того, при нагрузках $P \geq 80$ г оценка микротвердости затруднена: а) зонами пластической деформации – полосами сдвига, образующимися при вдавливании индентора и сильно искажающими геометрию отпечатка; б) подложка вносит существенный вклад в измерения микротвердости.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДВОЙНИКОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si И ИХ ЗАВИСИМОСТЬ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ

Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Кириллов А. М.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
feodorov@tsu.tmb.ru

Двойникование в определенных условиях является одним из видов пластической деформации кристаллов с различными типами решеток. В металлах этот процесс сопровождается скольжением. Процессы двойникования и скольжения протекают одновременно и в поликристаллических сплавах связаны с ориентацией отдельных зерен в деформируемой области и с размерами самих зерен.

Цель работы: установить влияние температуры, скорости нагружения и размера зерна на количественные характеристики двойникования, сопутствующего разрушению поликристалла. Оценить вклад двойникования в общую относительную деформацию образцов в исследуемом интервале температур.

Для проведения исследований использовали две серии поликристаллических образцов ОЦК сплава Fe + 3,25%Si, отличающихся зёрненной структурой. Рабочую поверхность образцов готовили как металлографический шлиф. В образцах 90 % всех зерен имели размеры $0,1 \div 3$ мкм и $1,5 \div 9$ мкм для первой и второй серий и среднестатистические размеры зерна $d_{ср1} = 1,42$ мкм и $d_{ср2} = 3,55$ мкм, соответственно. Растяжение образцов проводили с относительными скоростями деформирования $\dot{\epsilon}_1 \approx 0,013 \div 0,66 \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon}_2 \approx 0,003 \div 0,22 \text{ с}^{-1}$ (разрывная машина Instron 5565) при температуре от 290 до 370 К, с погрешностью ± 2 К.

Исследования показали, что в изучаемых интервалах скоростей деформирования и температур интенсивность двойникования (общее количество двойников в рабочей области) возрастает с увеличением скорости деформирования, а с увеличением температуры – уменьшается. Экспериментально установлена некоторая критическая скорость деформирования $\dot{\epsilon}_{кр}$, зависящая от температуры и размеров зерен (в нашем случае, при $T = 290$ К, $\dot{\epsilon}_{кр1} \approx 15,5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon}_{кр2} \approx 2,5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ для первой и второй серий образцов, соответственно). При деформировании со скоростями $\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_{кр}$ двойникование в образцах с отмеченными наборами зерен не наблюдалось. Существование минимальной скорости деформирования, сопровождающейся двойникованием, связано с динамической устойчивостью зародышей двойникования, формирующихся по механизму Пристнера–Лесли.

Обнаружено, что в образцах с более крупным размером зерна интенсивность двойникования выше, чем в образцах с меньшим зерном при одинаковой относительной скорости деформирования.

Вклад двойникования в общую деформацию при повышении температуры с 290 К до 370 К уменьшается для образцов первой серии с 16 % и для второй серии – с 30 % до десятых долей процента. При одинаковых температурах и скоростях деформирования вклад двойникования в общую относительную деформацию образца с ростом зерна увеличивается, тогда как величина самой общей относительной деформации снижается.

В ряде случаев при деформации образовывалась значительная утяжка образцов, обусловленная пластическим течением без двойникования материала. Это связано с расположением в рабочей зоне образца крупного зерна, благоприятно ориентированного для развития в нем скольжения (высокие значения фактора Шмида). В нем также и более низкие напряжения скольжения в соответствии с соотношением Холла–Петча.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Мовчан А. А., Мишустин И. В.

Институт прикладной механики РАН, Москва

movchan47@mail.ru

Одной из основных гипотез, принимаемых обычно при термодинамическом описании механического поведения сплавов с памятью формы, являются те или иные соотношения для макроскопических фазовых деформаций при прямом и обратном превращениях. Это могут быть конечные соотношения между деформациями, напряжениями, параметром фазового состава и температурой, либо уравнения в приращениях. В последнем случае используются, как правило, либо соотношения, следуя которым, скорость фазовых деформаций при прямом превращении является линейной функцией девиатора приложенных напряжений, либо эта скорость является однородной функцией нулевой степени от компонент этого девиатора. Модели, использующие конечные соотношения или однородные функции нулевой степени противоречат экспериментальным данным. Линейные зависимости от компонент девиатора напряжений вступают в противоречие с положением об ограниченности сверху интенсивности тензора фазовых деформаций, например, величиной интенсивности кристаллографической деформации превращения.

Целью работы является построение термодинамического описания механического поведения СПФ, опирающегося на реалистические определяющие соотношения для скоростей фазовых деформаций. Предложена модель для определения вклада в макроскопическую фазовую деформацию процесса зарождения мартенсита, следуя которой, этот вклад зависит от внешних напряжений и функции распределения микронапряжений в рассматриваемом представительном объеме материала. В частности, нормальному закону распределения микронапряжений соответствует следующее определяющее соотношение

$$d\varepsilon_{ij}^{ph} = (c_0(\sigma)\sigma_{ij}' + a_0\varepsilon_{ij}^{ph})dq, \quad c_0(\sigma) = 3d_1(\mu_\sigma)\rho_0c_1(\sigma_i)/(2\sigma_i), \quad c_1(\sigma_i) = \operatorname{erf}(\sigma_i/(\sqrt{2}\sigma_0))$$

Здесь ε_{ij}^{ph} , σ_{ij}' – девиаторы фазовых деформаций и напряжений, q – объемная доля мартенсита, σ_i , σ_0 – интенсивность напряжений и квадратичное отклонение микронапряжений, $d_1(\mu_\sigma)$ – функция параметра вида девиатора напряжений μ_σ , $\operatorname{erf}(x)$ – интеграл вероятности, ρ_0 , a_0 – параметры материала. В рамках предложенной модели для малых напряжений зависимость скоростей изменения фазовых деформаций от напряжений является асимптотически линейной, а для больших напряжений скорость изменения фазовых деформаций асимптотически стремится к нулю, чем обеспечена ограниченность фазовых деформаций.

Построено термодинамическое описание механического поведения СПФ, основанное на приведенных выше нелинейных уравнениях для фазовых деформаций и не использующее каких-либо априорных предположений относительно скорости диссипации в СПФ. Получены достаточные условия выполнения в рамках этой системы диссипативного неравенства. Сформулировано связанное уравнение теплопроводности. Установлено, что в рамках этой модели работа напряжений на фазовых деформаций за изотермический цикл нагружения и разгрузки, сопровождающийся явлением сверхупругости для материалов с постоянными упругими модулями и линейной диаграммой фазового перехода не зависит от температуры опыта. За счет переменности упругих модулей диссипация за сверхупругий цикл может несколько (на 15–25%) возрасти с ростом температуры.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 05-01-00841.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ЭФФЕКТ СВЕРХУПРУГОСТИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Мовчан А. А., Казарина С. А.

Институт прикладной механики РАН, Москва

movchan47@mail.ru

В процессе эксплуатации элементов из сплавов с памятью формы (СПФ) с большими площадями сечения их нагрев, необходимый для осуществления обратного превращения, часто осуществляют прямым пропусканием электрического тока. В экспериментальных исследованиях образцов из СПФ их нагрев иногда производится таким же образом. Известно явление электропластичности, в рамках которого электрический ток с определенными параметрами, помимо теплового действия, может влиять непосредственно на механическое поведение металлических образцов. Однако данный эффект для СПФ исследован недостаточно.

Целью настоящей работы является экспериментальное исследование не теплового воздействия электрического тока на механическое поведение СПФ. Эксперименты проводились на образцах из никелида титана в виде плющинки с размером сечения 1×2 мм и длиной рабочей части 40 мм после различных предварительных термомеханических обработок. Каждый эксперимент проводился в двух вариантах – с нагревом путем пропускания электрического тока через испытываемый образец и нагревом того же образца с помощью излучения.

Проведены испытания на изотермическое нагружение и разгрузку при температуре, превышающей температуру окончания обратного превращения образцов после предварительной прокатки на 30% и последующего отжига при температуре 400°C в течение 30 мин (охлаждение вместе с печью). Обнаружено, что если для образцов, нагреваемых излучением, характерна типичная для явления сверхупругости петля гистерезиса, то для образцов, нагреваемых переменным электрическим током, явление сверхупругости в тех же условиях вообще не наблюдается. Если в первом случае напряжение начала нелинейного поведения линейно возрастает с ростом температуры, то во втором оно гораздо ниже и убывает с ростом температуры. В первом случае на диаграмме явно видны характерные черты вызванного напряжениями прямого превращения и вызванного разгрузкой обратного превращения. Во втором случае диаграмма материала весьма напоминает упруго – пластическую, с низким модулем разгрузки. Не возврат деформации при разгрузке в первом случае существенно выше, чем во втором.

Проведены опыты по прямому и обратному превращениям под действием постоянной нагрузки образцов после предварительного отжига при 450°C в течение 30 мин. Обнаружены существенные различия в форме петель гистерезиса для образцов, нагреваемых излучением и переменным электрическим током. В первом случае интервал осуществления фазовых переходов существенно уже, чем во втором. Для образцов, нагреваемых излучением, выполняется, как правило, соотношение $A_s > M_s$, т.е. испытываемый материал относится к СПФ первого класса, а для образцов, нагреваемых электрическим током справедливо обратное неравенство $A_s < M_s$, т.е. тот же материал можно отнести ко второму классу СПФ.

Причиной обнаруженных явлений, по-видимому, является активизация за счет действия электрического тока дислокационных каналов неупругой деформации. Обнаруженное явление нуждается в дополнительном экспериментальном и теоретическом исследовании.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 05-01-00841

ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ: КЛАССИФИКАЦИЯ, КИНЕТИКА И СТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ

Гольцова М. В., Жиров Г. И., Додонова Е. В.

Донецкий государственный технический университет, Донецк, Украина,
goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua

К настоящему времени известны четыре класса индуцированных водородом фазовых превращений: 1) диффузионно-кооперативные (гидридные) фазовые переходы. Превращения этого класса имеют место в гидридообразующих материалах при низких температурах ($T < 0,25 \div 0,45 T_{пл}$). При этих температурах диффузия больших атомов, составляющих кристаллическую решетку, полностью подавлена. Любые перераспределения водорода в подсистеме междоузлий осуществляются диффузионным путем, а взаимообусловленная перестройка кристаллической решетки происходит кооперативным, сдвиговым механизмом. 2) Диффузионные, индуцированные водородом фазовые переходы. Превращения этого класса имеют место в материалах, в состав которых входят как гидридообразующие, так и негидридообразующие элементы. 3) индуцированные водородом промежуточные переходы. Они имеют место в пограничной температурной области ($T \sim 0,25 \div 0,45 T_{пл}$). 4) фазовые превращения, управляемые водородным воздействием. Превращения этого класса имеют место в Ti и Zr – металлах, обладающих полиморфизмом и образующих гидриды, а также в сплавах на основе этих металлов. Здесь водород используется для управления другими фазовыми переходами с целью изменения термодинамических и кинетических условий их протекания, изменения механизма превращения, перераспределения легирующих элементов между фазами и т.д.

Диффузионные фазовые превращения, индуцированные водородом в интерметаллических соединениях редкоземельных и переходных металлов, возникают вследствие различного сродства водорода к отдельным атомам – компонентам материала. Например, сплав Sm_2Fe_{17} состоит из сильно гидридообразующего элемента самария и негидридообразующего железа. Такой материал, будучи насыщен водородом, теряет свою термодинамическую стабильность и переходит в неравновесное состояние. При низких температурах твердый раствор внедрения $Sm_2Fe_{17}H_x$ существует в неравновесном или метастабильном состоянии. При повышенных температурах ($T > (0,20-0,45)T_m$), когда становится возможна диффузия больших атомов материала, возникает диффузионное превращение, в результате которого образуется гидрид самария и α -железо.

Данный многофазный сплав может испытывать обратное фазовое превращение при удалении водорода при повышенных температурах и переходить в свое начальное монофазное состояние. Детальное изучение механизма, кинетики и морфологии фазовых превращений данного класса является важной задачей водородной обработки материалов, решение которой позволит контролировать их микроструктуру и свойства.

В работе исследована кинетика индуцированных водородом прямого и обратного фазовых превращений в магнитомягком сплаве Sm_2Fe_{17} в интервале температур 320–750°C и давлении водорода 0,1 МПа. Установлено, что с повышением температуры скорость протекания данных превращений значительно увеличивается. Анализ в рамках теории Джонсона–Мела–Аврами показал, что прямые и обратные превращения в сплаве Sm_2Fe_{17} развиваются по механизму зарождения и роста.

УПРОЧНЕНИЕ ПАЛЛАДИЯ И ГИДРИДА ПАЛЛАДИЯ ПРИ ВОДОРОДОФАЗОВОМ НАКЛЕПЕ

Жиров Г. И., Гольцов В. А.

*Донецкий государственный технический университет, Донецк, Украина,
goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua*

Фазовая диаграмма системы Pd–H представляет вид купола с критической точкой – $T_{кр} = 292\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{H_2\text{ кр}} = 1,97\text{ МПа}$. Выше критической точки имеет место непрерывный ряд твердых растворов внедрения водорода в палладии. Ниже $T_{кр}$ имеется три области: область разбавленных α –твердых растворов внедрения, промежуточная двухфазная $\alpha+\beta$ область и β –область, – область гидрида палладия.

В работе была поставлена задача изучить механические свойства и изменения тонкой структуры палладия и гидрида палладия в условиях, когда исключено наложение прямого ($\alpha\rightarrow\beta$) и обратного ($\beta\rightarrow\alpha$) гидридных фазовых превращений.

Материалами для экспериментов служили проволоочные образцы палладия (99,98%), диаметром 0,5 мм. Предварительно образцы отжигались в вакууме при $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 0,5 часа. Величина зерна составляла $\sim 50\text{ мкм}$.

Водородную обработку отожженных палладиевых образцов проводили в специальных водородо-вакуумных установках ВВУ-2 и ВВУ-3. Прямые $\alpha\rightarrow\beta$ гидридные фазовые превращения в образцах инициировали путем повышения давления водорода в рабочей камере установки, отслеживая ход превращения по изменению удельного электросопротивления. Обратные $\beta\rightarrow\alpha$ гидридные фазовые превращения инициировали путем полной дегазации рабочей камеры при $T = const$. Механические испытания проводили на разрывной машине РМУ-0.05-1.

Для рентгеноструктурных исследований использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-2 с компьютерным сбором и обработкой информации в излучении CuK_{α} . Размер блоков мозаичности, плотность дислокаций и величину микронапряжений рассчитывали из экспериментальных данных по величине физического уширения рентгеновских линий (111) и (222), определяющихся методом аппроксимаций. Когда найденный размер блоков превышал максимальную величину, определяемую по физическому уширению рентгеновских линий (0,3 мкм), его уточняли по эффекту первичной экстинкции.

Экспериментально установили, что водородофазовый наклеп обратных $\beta\rightarrow\alpha$ гидридных фазовых превращений в системе Pd–H вызывает такое же значительное упрочнение металла и столь же сильные изменения его тонкой структуры, как и в случае ВФН в результате прямых $\alpha\rightarrow\beta$ гидридных фазовых превращений.

Установлено, что доминирующим фактором, определяющим степень упрочнения палладия и измельчение его тонкой структуры при ВФН в результате гидридных $\alpha\leftrightarrow\beta$ фазовых превращений является величина разности удельных объемов ($\Delta V/V$) превращающихся α - и β -фаз. При увеличении $\Delta V/V$ от 0 до $\sim 8\%$: предел прочности водородофазонаклепанного палладия σ_b возрастает на $\sim 40\%$; условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ увеличивается в ~ 5 раз; пластичность δ понижается в ~ 30 раз; плотность дислокаций ρ возрастает на 3 порядка; размер блоков мозаики D уменьшается в ~ 5 раз; микроискажения $\Delta a/a$ увеличиваются на порядок.

Установленные закономерности изменений при ВФН механических свойств и характеристик тонкой структуры палладия и его гидрида в зависимости от разности удельных объемов превращающихся фаз указывают на особую роль в механизмах ВФН водородофазовых и водородных концентрационных напряжений.

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Al–Zn–Mg

Григорьева Н. А., Ковалевская Т. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет

olya_dan@mail.ru

Известно, что дисперсионноотверждающие сплавы на основе алюминия, обладая высокой ударной вязкостью и высокой пластичностью при сжатии, при испытаниях на растяжение разрушаются на самых ранних стадиях деформации. Несмотря на то, что алюминиевые сплавы давно и широко применяются в промышленности, а их свойства давно и всесторонне изучаются, природа данного явления исследована явно недостаточно.

Были проведены исследования пластического поведения дисперсионноотверждающих сплавов системы Al–Zn–Mg, которые подвергались испытаниям на сжатие и растяжение. Перед механическими испытаниями образцы сплавов проходили термическую обработку: закалку и старение (одноступенчатое и двухступенчатое), что позволяло изменять характеристики частиц упрочняющих фаз, главным образом η - фазы (MgZn_2). Наиболее детально был исследован сплав Al–6%Zn–3%Mg [1], находящийся в состоянии максимальной прочности (старение при 393 К, 24 часа). В закаленном состоянии при растяжении данный сплав разрушается если достигнута степень деформации $\varepsilon = 0,11$, подвергнутый старению в течение 24 часов при 393 К – при $\varepsilon = 0,08$, а после старения в течение 120 часов – при $\varepsilon = 0,04$.

Дислокационная субструктура сплавов на разных стадиях деформации изучалась с помощью электронномикроскопических методов; при этом определялись различные количественные характеристики субструктуры. Деформационный рельеф изучался с помощью оптических и электронномикроскопических методов, и в этом случае также определялись характеристики следов скольжения (длина следов, расстояния между ними, мощность сдвига и т.д.).

Анализ закономерностей формирования деформационного рельефа и дислокационной субструктуры на качественном и количественном уровнях позволил сделать ряд заключений о влиянии структурного состояния сплава на развитие пластической деформации. Наиболее важный вывод: достаточно длительное старение сплава Al–Zn–Mg приводит к изменению механизма формирования зон кристаллографического сдвига, а значит, и механизма локализации деформации по сравнению с тем, как этот процесс развивается в закаленном сплаве и в сплаве, подвергнутом кратковременному старению. Во-первых, значительная часть новых зон сдвига начинает формироваться в непосредственной близости от ранее образовавшихся зон. Во-вторых, при степенях деформации, при которых в условиях растяжения имеет место разрушение, при сжатии начинают формироваться зоны сдвига особого типа, условно названные «мощными».

Есть все основания полагать, что и в других дисперсионноотверждающих сплавах, причем не только на основе алюминия, возможен такой же сценарий развития локализации деформации, как и в исследуемых сплавах. Разумеется, условия для формирования «мощных» зон сдвига, которые в условиях растяжения инициируют образование трещин, определяются и химическим составом сплава, и режимом термической обработки.

1. Н.А. Григорьева, Т.А. Ковалевская. Экспериментальные исследования механизмов пластической деформации сплава Al-6%Zn-3%Mg / Известия РАН. Серия физическая, 2004, том 68, № 10, С. 1443-1448.

АНАЛИЗ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ ПАРАМЕТРОВ НЕУПРУГИХ ЭФФЕКТОВ

Левин Д. М., Чуканов А. Н.

Тульский государственный университет, Тула,
levin@physics.tsu.tula.ru, chukan@uic.tula.ru.

В терминах релаксационного внутреннего трения (ВТ) описывается изменение состояния сплавов системы Fe–C, микрообъемы которых вследствие внешних воздействий деструктивного характера переходят в предельное состояние (локальное предельное состояние – ЛПС), провоцирующее разрушение.

Разработана модель влияния напряжений, локализованных в указанных микрообъемах, на дислокационную динамику. В её основе активируемое микронапряжениями термофлуктуационное взаимодействие головных дислокаций плоских скоплений. Изменение дислокационной динамики ведет к формированию специфического (деструкционного) релаксационного эффекта ВТ. Указанный эффект был выявлен авторами на широкой гамме поврежденных поликристаллических сплавов на основе α -Fe (модельных и промышленных) [1]. Уникальность эффекта в его избирательной реакции на изменение динамики дислокаций, находящихся только в указанных микрообъемах. Параметры эффекта - максимума ВТ: высоту, температуру, фоновое значение ВТ и энергию активации принимали в качестве релаксационных критериев перехода материала в ЛПС и начала микроразрушения.

Предложенная модель в сочетании с механизмами Снука и Кёстера позволила прогнозировать, экспериментально фиксировать и использовать для анализа состояния материала параметры развивающегося диссипативного процесса. Наблюдаемая на ТЗВТ его внутренняя структура отражала эволюцию диссипативных структур различного масштабного уровня в ходе усиления деструктивного воздействия.

Работоспособность релаксационных критериев ЛПС подтвердили в ходе исследований деформационной и коррозионной поврежденности. Начало развития микроразрушения, по результатам металлографических и микромеханических исследований, полностью совпало с развитием деструкционного эффекта ВТ.

Релаксационные критерии ЛПС использовали для выявления этапов рассеяния, отражающих влияние различных по природе видов воздействий. Определены условия, приводящие к превалированию в диссипативном процессе силового или коррозионного фактора [2].

Разработанный подход применили для изучения и прогнозирования состояния сталей промышленных объектов. Комплексные исследования ВТ, микроструктуры, механических свойств и параметров тонкой структуры образцов от интенсивности эксплуатационных воздействий позволили уточнить данные о кинетике развития водородной и усталостной повреждаемости [3].

1. Левин Д.М., Чуканов А.Н., Муравлева Л.В. Внутреннее трение как мера локальной поврежденности металлических материалов//Известия РАН. Серия Физическая. - 2000.- Т.64 - № 9.- С. 1714 - 1717.
2. Левин Д.М., Чуканов А.Н. Влияние локализованных напряжений структурных дефектов на динамику дислокационных скоплений// The XXI International Conference «Relaxation Phenomena In Solids» (Voronezh, Russia, October 5 - 8, 2004).-С.45.
3. Левин Д.М., Чуканов А.Н., Беляев В.В. Дислокационная релаксация, индуцированная локальными напряжениями структурных дефектов// Деформация и разрушение материалов.- 2005.- № 2 – С.48.

КОМПЬЮТЕРНОЕ ИЗУЧЕНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ И СТРУКТУРЫ НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ КРЕМНИЯ

Измоленов И. А., Рахманова О. Р., Новрузова О. А., Галашев А. Е.

Институт промышленной экологии Уральского отделения РАН, Екатеринбург
galashev@ecko.uran.ru

Методом молекулярной динамики изучены физико-химические свойства наночастиц кремния (из 300–500 атомов), подверженных всестороннему растяжению или воздействию температуры. С ростом температуры увеличивается плотность наночастиц и уменьшается вероятность формирования в них кристаллических фрагментов. Высокотемпературные наночастицы обладают нерегулярной структурой, близкой к структуре замороженной простой жидкости. В то же время, наночастицы, подверженные деформации растяжения, приобретают возможность для образования в их объеме фрагментов кристаллической структуры. Предельная величина растяжения, которую могут выдержать застеклованные и аморфные наночастицы кремния, составляет около 4%. Основным признаком появления элементов кристаллической упаковки в некристаллических наночастицах кремния служит появление выраженного второго пика в функции радиального распределения. С увеличением размера наночастицы, начиная с 300 атомов, формирование в ней фрагментов регулярной структуры становится более вероятным и может происходить при меньших деформациях растяжения. В нанофрагменте размера $N < 300$ кристаллическая структура не может быть реализована даже при низкой ($T \approx 300$ К) температуре. Это означает, что образовавшаяся, например, под воздействием лазерного импульса кристаллическая структура в таких кластерах будет самопроизвольно разрушаться. Причем разрушение связано с потерей упругости к сдвигу, в частности, в направлении (100). Согласно установленному принципу прямой связи между механизмом разрушения и роста кристалла, следует ожидать, что при зарождении в наночастице кристаллической фазы в первую очередь будет появляться упругость к сдвигу в кристаллографических направлениях (100) и (110). Критериями статической устойчивости служат неравенства $c_{44}^T > 0$ и $(c_{11}^T - c_{12}^T) > 0$, используемые не только при разрушении, но также при зарождении кристаллической фазы. Приближенным критерием устойчивости аморфных и застеклованных наночастиц кремния по отношению к образованию кристаллической или жидкой фазы может служить более, чем 10% увеличение интенсивности первого пика ФРП по отношению к высоте этого пика при комнатной температуре. Однако более точным индикатором начала плавления является кинетический критерий устойчивости, согласно которому наночастица приобретает «жидкоподобное» поведение как только перемещения атомов в радиальном направлении начинают доминировать над соответствующими перемещениями в тангенциальном направлении. Причем при наличии деформации растяжения это явление наблюдается практически во всех концентрических слоях наночастицы, а при росте температуры, сопровождающемся увеличением плотности наночастицы, существенное увеличение радиальных смещений наблюдается только в наружных слоях (для аморфных наночастиц – в последнем слое). Детальный анализ распределений радиальной компоненты коэффициента подвижности атомов по концентрическим слоям показывает, что кинетическая неустойчивость наступает при температуре 1400 К для аморфных наночастиц кремния и при 1500 К для наночастиц Si-стекла.

Работа выполнена при финансовой поддержке Президиума УрО РАН в рамках интеграционного проекта, выполняемого в УрО РАН и ДВО РАН.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КРЕМНИЯ С НАНОКЛАСТЕРАМИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Макара В. А., Фирстов С. О.*, Стебленко Л. П., Матвеева О. В., Курилюк А. Н.,
Кольченко Ю. Л., Науменко С. Н., Горбань В. Ф.*

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина

yu_l_kolchenko@univ.kiev.ua,

kurylyuk_a@univ.kiev.ua

** Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича
Национальной Академии наук Украины, Киев, Украина*

Целью данной работы было изучение изменения механических свойств кристаллов кремния, содержащих кластеры структурных дефектов, при действии слабого магнитного поля (МП). Исследование длительного ($t = 7$ суток) влияния МП с индукцией $B = 0,17$ Тл на механические характеристики кремния проводилось с помощью метода непрерывного вдавливания индентора. Данный метод позволяет измерять твердость как на уровне нано-, так и на уровне микроиндентирования. С помощью указанного метода после завершения магнитной обработки кристаллов кремния были определены их механические характеристики – динамическая невосстанавливаемая твердость ($H_{\text{дин}}$), восстанавливаемая твердость (H_c), модуль упругости (E) и коэффициент пластичности ($K_{\text{пласт.}}$). Оказалось, что магнитная обработка (МО) приводит к существенному ($\sim 20\%$) изменению механических параметров. При этом релаксация параметров после завершения МО носит немонотонный характер. Полученные закономерности свидетельствуют о сложном характере процесса релаксации механических свойств после влияния МП. Поскольку в методе непрерывного вдавливания индентора происходит зондирование тонкой ($\sim 2,5$ мкм) приповерхностной области образца, то, вероятно, наблюдаемые изменения обусловлены не только динамикой примесно-дислокационной структуры в объеме кристалла, но и изменением физико-химического состояния поверхностного окисного шара.

Опираясь на доказательства и модельные представления, приведенные в литературе, можно предположить, что стимулированные магнитным полем спин-зависимые процессы в подсистеме структурных дефектов приводят к разрыву химических связей в кислородосодержащих кластерах, в частности, в кислородных квазимолекулах Si–O–Si и в SiO_x-преципитатах. Кроме того, появление при действии МП диффузионной неустойчивости в кристаллах кремния приводит к протеканию междефектных реакций, следствием которых является образование комплексов точечных дефектов типа кислород-вакансия (O–V) (так называемых А-подобных дефектов). За счет этого процесса в приповерхностных слоях снижается концентрация вакансий и компенсируются напряжения сжатия. Нивелирование напряжений сжатия в приповерхностных слоях образцов Si после их магнитной обработки приводит к уменьшению микро- и нано твердости, т.е. к появлению магнитомеханического эффекта. Вероятно, процессы структурной релаксации, в которые вовлечены кластеры структурных дефектов, вызывают изменение и других механических характеристик. Было обнаружено, что в первые часы релаксации наблюдается уменьшение модуля Юнга E и увеличение коэффициента пластичности $K_{\text{пласт.}}$. Наблюдаемое в дальнейшем увеличение в процессе релаксации величин H , E и уменьшение величины $K_{\text{пласт}}$ может быть связано с тем, что после завершения МО структурная релаксация протекает по иному механизму, а именно: А-подобные дефекты (нанокластеры типа O–V) разрушаются как метастабильные состояния.

МИКРОСТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ ЗА СЧЕТ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Волков А. Е., Евард М. Е., Ранцев А. А.

*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург,
volkov@smel.math.spbu.ru*

Предложенная ранее для описания эволюции деформационных дефектов и расчета повреждаемости микроструктурная модель [1, 2] дополнена уточненным критерием разрушения.

Рассмотрены два критерия разрушения: деформационный и деформационно-силовой. В первом случае предполагали, что разрушение происходит, когда критического значения достигает величина, являющаяся функцией плотностей дефектов, эволюционирующих в процессе деформации. Во втором случае считали, что накопление дефектов, обратимых деформацией, приводит к концентрации напряжений, а разрушение происходит при достижении локальным напряжением критического значения.

Получены численные решения и исследована их зависимость от параметров модельного материала для одностороннего и циклического деформирования до разрушения. Выполнено моделирование механического поведения сплава с памятью формы при термоциклировании под напряжением и знакопеременном циклическом деформировании. Показано, что предложенный подход позволяет адекватно описывать разрушение сплавов с памятью формы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 04-01-00406) и программы поддержки научных школ НШ-4518.2006.1.

1. Волков А.Е., Евард М.Е., Бобелева О.В. Моделирование накопления дефектов и повреждаемости за счет сдвига на одной плоскости скольжения // Тез. докл. 44 Междун. конф. «Актуальные проблемы прочности» (3-7 окт. 2005 г., Вологда), Вологда, 2005, С. 77.
2. Волков А.Е., Евард М.Е., Бобелева О.В. Моделирование накопления дефектов и разрушения при термоциклической усталости в сплавах с памятью формы // Тез. докл. 44 Междун. конф. «Актуальные проблемы прочности» (3-7 окт. 2005 г., Вологда), Вологда, 2005, С. 76.

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ В ЦИЛИНДРЕ И ПЛАСТИНЕ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Волков А. Е., Кухарева А. С.

*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург,
volkov@smel.math.spbu.ru*

Решены связанные термомеханические задачи для бесконечных пластины и цилиндра, из сплава, испытывающего мартенситное превращение, в условиях охлаждения с поверхности при действии внешней силы. Определяющие уравнения среды задаются микроструктурной моделью. Поле температур рассчитывается с учетом выделения скрытой теплоты превращения. Напряжения в теле обусловлены внешней силой, тем-

пературными и фазовыми неупругими деформациями. Учитывается влияние напряжений на протекание превращения. Отмечено, что радиальные распределения температур в различные моменты времени монотонны, а обусловленная превращением деформация в направлении действия внешней силы уменьшается с увеличением размеров тела.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 04-01-00406) и программы поддержки научных школ НШ-4518.2006.1.

ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИЧИНЫ РАЗРУШЕНИЯ АРМАТУРЫ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Микрюков В. Р., Юрьев А. Б., Коновалов С. В., Чинокалов В. Я., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет
gromov@physics.sibsiu.ru

Методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии установлено, что при эксплуатации горячекатаной арматуры из низколегированной стали 35ГС происходит ее частичное охрупчивание в результате формирования частиц оксидной и оксикарбидной фаз. Разрушение арматурных прутков протекает по «смешанному типу» – квазихрупкому в очаге разрушения и вязкому за его пределами.

Установлено, что образцы арматуры, срок эксплуатации которой не превышал 25 лет, соответствуют требованиям класса прочности А-III по ГОСТ 5781. После эксплуатации в течение 35 лет прочностные свойства арматуры находятся на нижней границе требований стандарта, а через 50 лет снижаются до уровня класса А-II. Столь же существенно снижаются и пластические свойства.

На поверхности излома стержней, срок эксплуатации которых составлял ~50 лет, были отчетливо видны два слоя – поверхностный и основной. Вдоль границы раздела слоев наблюдали микро- и макронесплошности.

Как правило, граница раздела поверхностного и основного слоев является источником микротрещин, приводящих при определенной внешней нагрузке к разрушению прутка. Трещины, особенно в приповерхностном слое, распространяются вдоль границ раздела кристаллитов (зерен феррита и перлита), ослабленных включениями второй фазы (оксиды железа и марганца, а также оксикарбид железа). Включения, расположенные в стыках границ зерен, как правило, имеют глобулярную форму, коэффициент анизотропии k которой изменяется от 1,8 до 2,5. В некоторых случаях в стыке границ зерен наблюдали включения, имеющие форму растянутого тройного узла.

Средние размеры включений, выявленных методами угольных экстрактных реплик, изменяются от 0,18 до 1,0 мкм. Как правило, включения, расположенные на границах и в стыках границ зерен, имеют наибольшие размеры (0,7–1,0 мкм), несколько меньшие размеры имеют включения, расположенные на внутризеренных границах (0,35–0,6 мкм), относительно малые размеры (0,18–0,20 мкм) имеют включения, расположенные на скоплениях дислокаций. С увеличением срока эксплуатации средние размеры D_{cp} включений увеличиваются. Так, через 7 лет эксплуатации $D_{cp} \approx 0,33$ мкм, через 50 лет – ~0,7 мкм.

ЖИДКО- И ТВЕРДОФАЗНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Целлермаер И. Б., Иванов Ю. Ф., Коновалов С. В., Коваленко В. В., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,
gromov@physics.sibsiu.ru

При воздействии концентрированных потоков электроэнергии реализуются сверхбыстрые нагрев, плавление, испарение и затвердевание материала, генерируются волны напряжений и ударные волны. В совокупности эти процессы позволяют формировать в поверхностных слоях аморфные и нанокристаллические структуры, создавать сплавы из несмешиваемых элементов и т.д. Столь существенные изменения структурно-фазового состояния поверхностных слоев приводят к улучшению физико-химических и прочностных свойств материала, недостижимому при традиционных методах поверхностной обработки.

В настоящей работе изучено формирование структурно-фазовых состояний в перлитной стали 65Г, подвергнутой обработке импульсным низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком микросекундной длительности.

В зоне термического влияния действие термоупругих полей напряжений, формирующихся в поверхностных слоях стали в результате высоких скоростей нагрева и охлаждения образца при электронно-пучковой обработке, проявляется в формировании дальнедействующих полей напряжений, приводящих к изгибу-кручению кристаллической решетки стали и выявляющихся по наличию на электронно-микроскопических изображениях материала изгибных экстинкционных контуров.

В зоне твердофазного превращения обнаруживаются зерна перлита с практически сохранившейся структурой пластин цементита и феррита. Во-вторых, выявляются зерна перлита, в которых фиксировались различные стадии растворения пластин цементита с образованием структуры, состоящей из кристаллов пакетного (дислокационного) мартенсита, пластинчатого низкотемпературного (двойникового) мартенсита, частиц цементита и островков либо прослоек остаточного аустенита. Термоупругое воздействие, инициированное электронным пучком, привело к дальнейшему увеличению линейной плотности изгибных экстинкционных контуров (числа источников дальнедействующих полей напряжений), по сравнению с исходным состоянием стали. Возросли и количественные характеристики параметров, описывающих поля напряжений. Одновременно с этим существенно увеличилась (до $4,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) скалярная плотность дислокаций, расположенных в ферритных пластинах.

Установлено, что в зоне твердофазного превращения структурно-фазовое состояние стали закономерным образом изменяется по мере удаления от поверхности облучения, выявлены различные стадии преобразования перлита, связанные с полиморфным $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ превращением и одновременным растворением пластин цементита.

В зоне жидкофазного превращения высокоскоростные нагрев, плавление, кристаллизация и охлаждение приводят к формированию двух размерных классов зерен α -фазы. И в том, и в другом размерных классах зерен высокоскоростное охлаждение стали привело к формированию мартенситной структуры, морфология и средние размеры кристаллитов которой существенным образом зависят от размера зерен, в которых они сформировались.

ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЕ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Ефимов О. Ю., Юрьев А. Б., Морозов М. М., Иванов Ю. Ф., Чинокалов В. Я.,
Громов В. Е., Козлов Э. В.

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

Одним из наиболее перспективных на сегодняшний момент способов повышения прочностных свойств проката в условиях массового производства является термомеханическая обработка в потоке прокатных станов, основанная на принудительном охлаждении металла [1]. В результате использования данной технологии в сечении стержня формируется естественный композит в виде чередующихся соосных слоев, имеющих различный структурно-фазовый состав и, соответственно, механические характеристики [2-5]. Высокий уровень качества арматурного проката достигается управлением процессами формирования структуры по сечению профиля в процессе термообработки.

Целью настоящей работы, в продолжение исследований, приведенных в [2-5], являлся анализ закономерностей и особенностей формирования фазового состава и дефектной субструктуры арматуры диаметра 50 мм в процессе термического упрочнения методом прерванного охлаждения с горячего проката, реализуемого в условиях ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат».

Методами металлографии травленого шлифа и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии, путем построения профиля микротвердости проведены исследования фазового состава и дефектной субструктуры арматуры диаметра 50 мм из стали 18Г2С, подвергнутой термоупрочнению с горячего проката. Выявлен градиентный характер изменения микротвердости, фазового состава и дефектной субструктуры арматурного стержня. Показано, что поверхностный слой толщиной ~4 мм с высоким уровнем микротвердости сформирован преимущественно пакетным мартенситом, находящимся в состоянии отпуска («самоотпуска»); переходный слой толщиной ~3,6 мм с падающим значением микротвердости – зеренно-субзеренной структурой, сформировавшейся в результате термического преобразования мартенситной и бейнитной структур, а также зернами перлита; центральная зона со сравнительно низким значением микротвердости – зернами феррита и зернами пластинчатого перлита.

1. Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я. и др. // Перспективные промышленные технологии и материалы. Научные труды СибГИУ / Отв. ред. В.Е. Громов, С.М. Кулаков. Новосибирск. – Наука, 2004. – С. 393-402.
2. Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Плевков А.В. и др. // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2003, №10. – С.57-61.
3. Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Коваленко В.В. и др. // Известия академии наук. Серия физическая. – 2003. – Т.67, №10. – С.1402-1407.
4. Юрьев А.Б., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2004. - №10. – С. 22-25.
5. Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Морозов М.М. и др. // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т.8. - №2. – С.61-68.

КАРБИДООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТПУСКЕ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Тихонькова О. В. , Попова Н. А. , Целлермаер В. В. , Козлов Э. В., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,
gromov@physics.sibsiu.ru

Карбидообразование является одним из сложных релаксационных процессов, сопровождающих отпуск закаленных сталей. Для сложнолегированных сталей образующиеся специальные карбиды способны взаимно превращаться друг в друга.

В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии количественно изучены процессы карбидообразования в литой конструкционной стали 30ХНЗМФА. Образцы после гомогенизации и нормализации подвергались закалке от 950⁰С (5 часов) и последующему отпуску при 660⁰С в течение 1, 11 и 100 часов с охлаждением на воздухе. Закалка стали 30ХНЗМФА приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситному превращению с образованием смешанной структуры, состоящей из пакетного мартенсита (~80%), пластинчатого высокотемпературного (~3%) и низкотемпературного (~7%) мартенсита и пакетного нижнего бейнита (~10%).

Было установлено также, что в структуре матрицы исследуемой стали присутствует γ -фаза или остаточный аустенит, образовавшийся в результате неполного мартенситного превращения при закалке стали, который располагается, в основном, по границам мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек.

Отпуск стали в течение 1–11 часов приводит к постепенному распаду остаточного аустенита и к выделению, наряду с карбидами железа, частиц специальных карбидов типа M_2C , M_6C и $M_{23}C_6$ внутри и по границам всех структурных составляющих α -фазы. Частицы специальных карбидов всегда имеют округлую форму. Частицы цементита внутри α -кристаллов имеют такую форму, как и в закаленной стали, а на границах – вид тонких вытянутых прослоек, повторяющих форму кристаллов (пластин и реек).

Отпуск стали способствует постепенной замене цементита карбидами специального типа, и при отпуске 660⁰С, 100 часов в стали присутствуют только карбиды специального типа.

Во всех структурных составляющих при отпуске действуют три процесса: 1) растворение; 2) разрезание и 3) коагуляция частиц цементита, образовавшихся в результате «самоотпуска» стали при закалке. В результате изменяются размеры частиц и расстояние между ними, т.е. изменяется плотность частиц цементита. При отпуске в течение 1 часа интенсивность первого процесса оказывается менее выраженной во всех структурных составляющих α -фазы. Поэтому наблюдается увеличение объемной доли цементита, причем оно более заметно в той структурной составляющей, в которой размеры частиц после закалки были крупнее. При дальнейшем увеличении продолжительности отпуска действие первого процесса все более усиливается и происходит интенсивное растворение цементита, и к 100 часам отпуска цементит внутри всех структурных составляющих α -фазы полностью растворяется.

СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ПЛАЗМЕННОЙ МОДИФИКАЦИИ ЧУГУНА

Юрьев А. Б., Ефимов О. Ю., Иванов Ю. Ф., Чинокалов В. Я., Громов В. Е.

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

Одним из эффективных методов повышения стойкости валков прокатных станов является обработка их концентрированными потоками энергии.

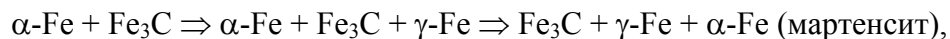
В работе установлены закономерности формирования структурно-фазовых состояний в чугунах плазменно-упрочненных валках марки СШХНФ.

Сканирующая электронная микроскопия поверхности разрушения выявила слоистый характер приповерхностной зоны материала, обусловленный формированием слоя кристаллизации расплава и слоя термического влияния. Обнаружено, что слой, формирующийся при кристаллизации расплава, имеет ярко выраженную столбчатую структуру, характерную для материалов, охлажденных при скоростях $\sim 10^6$ К/с. Подслой, прилегающий к поверхностному слою, имеет чашечный излом, средние размеры элементов структуры которого составляют 5-8 мкм. Чашечки излома имеют гладкую поверхность, что указывает на хрупкий характер разрушения материала. Можно предположить, что данный подслой образца сформировался в результате мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

В исходном состоянии микродифракционным анализом выявлены следующие фазы: α -фаза, γ -фаза, графит, карбид железа (цементит).

При плазменной обработке фазовый состав и дефектная субструктура валка закономерным образом изменяются по мере удаления от поверхности обработки. На основании анализа структурно-фазового состояния поверхностного слоя валка установлено частичное обезуглероживание чугуна в условиях плазменной обработки. Состояние слоя, лежащего за пределами зоны термического влияния, представлено зернами перлита пластинчатой и глобулярной морфологии (основным является перлит пластинчатой морфологии), зернами «псевдоперлита», зернами графита, глобулами цементита и зернами структурно свободного феррита, содержащими в небольшом количестве наноразмерные частицы цементита.

Слой, расположенный на глубине ~ 250 мкм (зона термического влияния), имеет более разнообразную структуру и состоит из набора следующих фаз: аустенита остаточного, мартенсита пластинчатого и мартенсита пакетного, перлита пластинчатого и глобулярного, глобул цементита и графита. Перлит в большинстве случаев находится на стадии термического разрушения. В объеме колоний перлита, претерпевших частичное превращение, протекавшее по схеме:



обнаружена своеобразная структура, характерная для высокоскоростных процессов, имеющих место при обработке стали и чугуна высокоэнергетическими способами (лазерная обработка, обработка электронными и мощными ионными пучками).

ПОВЕРХНОСТНЫЕ СЛОИ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ

Цвиркун О. А., Будовских Е. А., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е.

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

Электровзрывное легирование – это новый способ упрочнения и защиты металлов, при котором используется импульсное воздействие на поверхность плазменных струй, сформированных при электрическом взрыве проводников. Настоящая работа посвящена анализу фазового состава и дефектной субструктуры модельных материалов технически чистых железа и никеля, подвергнутых одновременному электровзрывному легированию медью и бором.

Выбор вида обработки был обусловлен тем, что боромеднение широко используется в практике химико-термической обработки для повышения служебных характеристик стали. В качестве взрываемого по коаксиально-торцевой схеме проводника использовали медную фольгу. При этом в область взрыва вводили порошковую навеску аморфного бора, которая увлекалась плазменной струей и переносилась на облучаемую поверхность. Обработку осуществляли в высокоинтенсивном режиме, вызывающем оплавление поверхности и течение расплава от центра к периферии зоны плазменного воздействия.

Исследования методами световой и электронной дифракционной микроскопии тонких фольг показали, что обработка в выбранном режиме приводила к насыщению расплава легирующими элементами на глубину до 20–25 и 30 мкм при обработке железа и никеля, соответственно. После скоростной самозакалки из жидкого состояния формировалась слоистая структура, которая закономерным образом изменялась по мере удаления от поверхности. На поверхности легирования содержались частицы бора, нерастворившиеся в расплаве. На ней также выявлено образование слоя оксидов меди, переходящего в подслои, сформированный наноразмерными (~1–10 нм) кристаллитами оксидов железа (или никеля) и меди. При обработке никеля в подповерхностном слое толщиной 1–2 мкм образовывались кристаллиты боридов никеля состава NiB_{12} , Ni_4B_3 размерами 120–130 нм, по границам которых располагались частицы окиси бора и меди. На большей глубине обнаруживались слои со структурой ячеистой кристаллизации расплава системы Fe–Cu–B или Ni–Cu–B. В первом случае он был основным по объему и простирался вплоть до границы с зоной термического влияния. С глубиной средние размеры ячеек увеличивались от 60 до 360 нм. Размеры разделяющих их прослоек второй фазы составляли 30–40 нм. При обработке никеля данный слой также являлся основным по объему. Размеры ячеек твердого раствора составляли 270 нм, а разделяющих их прослоек боридных фаз – 100–150 нм. Кристаллиты в прослойках имели размеры 30–35 нм. Слой со структурой ячеистой кристаллизации плавно переходил в структуру высокоскоростной дендритной кристаллизации и, далее – в структуру зеренного типа. Обработка сопровождается формированием в зернах никеля, как в самой зоне легирования, так и в прилегающей к ней зоне термического влияния дислокационной субструктуры с высокой скалярной плотностью дислокаций.

РЕЗИСТОМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНА ДО И ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В СРЕДЕ ЖИДКОГО АЗОТА

Никифоренко В. Н., Босин М. Е., Солодилов С. А.

*Институт измерительной техники «Циклон», Харьков, Украина,
bosin@yandex.ru*

Развитие криогенного машиностроения обуславливает необходимость исследования свойств материалов в экстремальных условиях, например, при наличии значительных напряжений, возникающих в случае электротермического воздействия (ЭТВ) в условиях низких температур. При пропускании тока большой плотности через образец, находящийся в криогенной среде, материал разогревается. Образующийся на образце в результате ЭТВ резкий перепад температур сопровождается появлением значительных термических напряжений, стимулирующих изменение структурного состояния. Целью настоящей работы явилось резистометрическое исследование эволюции структурного состояния поликристаллического титана до и после обработки токовым импульсом в среде жидкого азота.

Образцы титана марки ВТ 1-0 имели средний размер зерна $d \sim 6$ мкм, длину 0,1 м и сечение рабочей части $(1,5 \times 3) \cdot 10^{-3}$ м. В эксперименте исследовали две партии образцов: Т1 – с исходным структурным состоянием и Т2 – после ЭТВ током величиной $i \sim 210$ А. При этом наблюдали белое свечение образца. Обе партии образцов применяли для резистометрического исследования эволюции структурного состояния при активном деформировании со скоростью $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Проведенное исследование позволило установить закономерности изменения электросопротивления и деформационного упрочнения при деформации образцов титана серии Т1 и Т2.

Показано, что прирост деформирующего напряжения и электросопротивления в непосредственной близости от предела текучести обусловлен взаимодействием дислокаций скольжения друг с другом, а вкладом точечных дефектов в $\Delta\rho$ можно пренебречь.

В результате быстрого нагрева и резкого охлаждения до температуры 77 К в образцах технического титана происходят значительные структурные изменения, приводящие к более чем 2%-му приращению электросопротивления уже после первого электрического импульса. Резкое повышение температуры и мгновенное охлаждение титана сопровождаются увеличением размеров зерна α -фазы, образованием на поверхности образцов рутила при диффузии кислорода, находящегося в жидком азоте.

При рассмотрении особенностей формирования структурного состояния титана в процессе активного деформирования после ЭТВ в среде жидкого азота обнаружено, что, в отличие от образцов серии Т1, пластическое течение в образцах серии Т2 начинается при, соответственно, в 4,2 и 1,2 раза меньших напряжениях, в сравнении с величинами стартовых напряжений и предела текучести. Кроме того, при $\sigma_d = 572$ МПа происходит двойникование, сопровождающееся скачком электросопротивления и звуковой эмиссией. Известно, что активация двойникования в титане при низких температурах происходит с увеличением размера зерна. В этом случае предел текучести уменьшается, что и наблюдается в эксперименте.

ИССЛЕДОВАНИЕ И ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ИХ ПОВЕРХНОСТЬ

Володин Т. В., Володин В. Л., Громов В. Е.

СибГИУ, ОАО «ЗСМК», Новокузнецк
volodina_of@zsmk.ru

Сопротивление металлов усталостному и коррозионному разрушению в значительной мере определяется количеством углерода в сталях, а также распределением остаточных напряжений в поверхностных слоях; для ряда углеродистых сталей сопротивление многоциклового коррозионной усталости и коррозионному растрескиванию растет с увеличением содержания углерода до 0,4–0,6%, а затем снижается, причем это снижение весьма значительно. Вместе с тем, рост содержания углерода после различного вида импульсных обработок приводит к увеличению толщины упрочненного «белого слоя» на поверхности металлических материалов и повышению его качества, о чем свидетельствует отсутствие в этом слое разрывов и создание в нем сжимающих остаточных напряжений.

Исследовали влияние содержания углерода в «белом слое» на прочностные характеристики ряда металлических сплавов: широко применяемых в машиностроении сталей 45 и 40Х и используемых в качестве антикоррозионных покрытий в судостроении сталей 07Х25Н12Г2Т и 08Х19Н9Ф2С2 в состоянии после наплавки. Импульсное воздействие на образцы из исследуемых сталей переменными электрическими токами в переменном магнитном поле индуктора осуществляли на магнитно-импульсной установке МИУ-16.

Вязкость разрушения K_{IC} сталей определяли на образцах для внецентренного растяжения с использованием метода регистрации амплитуды акустической эмиссии для определения момента страгивания трещины. Параметры KCV и KCT определяли с использованием маятникового копра фирмы ZWICK/ROELL. Предел усталости σ_{-1} определяли на машине марки НР-100. Конструкция машины позволяла проводить испытания в условиях агрессивной среды – искусственной морской воды. Испытания на коррозионное растрескивание (определение предела растрескивания σ_{100} на базе 100 ч) проводили в сильном коррозионноагрессивном электролите – в серной кислоте с концентрацией 3 моль/дм³.

После импульсного воздействия на сталь 08Х19Н9Ф2С2 максимум прочностных характеристик смещается в сторону увеличения содержания углерода, за счет чего обеспечивается достаточно большая толщина «белого слоя», который выступает в роли антикоррозионного покрытия. Это полностью согласуется с данными для стали 07Х25Н12Г2Т, причем, если для этого материала в исходном состоянии параметры σ_{-1} и σ_{100} убывают монотонно с ростом содержания углерода, то после магнитно-импульсного воздействия наблюдается максимум этих характеристик при достаточно высоком содержании углерода. Механические характеристики стали 45 после магнитно-импульсного воздействия выше, чем параметры прочности этого материала в исходном состоянии, при этом снижение относительных удлинения и сужения происходит при достаточно высоком содержании в «белом слое» этой стали углерода; это подтверждается и данными для стали 40Х: с ростом содержания углерода в «белом слое» до 0,5–0,55% параметры KCV , KCT , и K_{IC} увеличиваются, что обеспечивает повышение сопротивления материала упрочненного слоя хрупкому разрушению при достаточно большой толщине «белого слоя» и повышение коррозионно-усталостной прочности этой стали.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ КОМПОЗИТА МЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ – ПОЛИМЕРНАЯ ПОДЛОЖКА С УЧЕТОМ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА

Ушаков И. В., Поликарпов В. М.*, Быстрицкий В. С.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов,

ushakoviv@mail.ru

Тамбовский государственный технический университет, Тамбов,

polikarpovt@mail.ru

Микроиндентирование традиционно является важным методом выявления механических характеристик различных материалов. Представляется важным изучение возможностей применения метода микроиндентирования при исследовании аморфно-кристаллических и нанокристаллических металлических сплавов, получаемых отжигом из многокомпонентных аморфных металлических сплавов. В зависимости от режима термической обработки в многокомпонентном аморфном сплаве возможно формирование нанокристаллов, изолированных аморфной матрицей [1]. Такие материалы уже находят практическое применение, и есть перспективы совершенствования их свойств и расширения практического применения.

Ранее, в работах [2, 3], был предложен метод механических испытаний аморфных и аморфно-кристаллических металлических сплавов и выявления некоторых механических характеристик, основанный на локальном нагружении термически обработанного сплава, нанесенного на полимерное основание. Дальнейшее совершенствование методики было основано на использовании инденторов различной геометрической формы. Расширение методов обработки аморфных металлических сплавов за счет использования лазерного излучения привело к необходимости совершенствования материала подложки [4], в том числе, за счет использования высокотемпературных материалов.

В работах [2,3], в результате сравнения морфологических картин деформирования и разрушения, а также на основании анализа статистических результатов были сформулированы требования к материалу подложки, обеспечивающей получение удовлетворительных результатов при механических испытаниях. Однако при выборе материала подложки в ходе определения требований к свойствам материала исходили из механических материала, его термостойкости. Очевидно, что при механических испытаниях материала, имеющего наноструктуру, необходимо учитывать на таком же уровне структуру материала, идущего на приготовление подложки.

В данной работе методом рентгеноструктурного анализа изучали строение новых, в том числе, высокотемпературных полимерных материалов и композитов с их использованием. В ходе дальнейших механических испытаний выявлено влияние структурного состояния материала на особенность деформирования и разрушения композита аморфно-кристаллический наноматериал – полимерное основание.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 05-01-00215

Работа выполнена при поддержке государственного контракта: 02.442.11.7295 по лоту 2006-РП-19.0/001 "Проведение научных исследований молодыми учеными".

1. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Игнатьева Е.Ю. // ФТТ. 2006. Т. 48. №. 1. С. 114-119.
2. Ушаков И.В., Федоров В.А., Судакова Л.И. Вестник ТГУ. 2000. Т. 5. Вып. 2-3. С. 384-386.
3. Ушаков И.В., Федоров В.А., Пермякова И.Е. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003. Т. 69. № 7. С. 43-47.
4. Ушаков И.В., Поликарпов В.М. // Тез. докл. 3-й научно – техн. конф. «Физические свойства металлов и сплавов». Екатеринбург. 2005. С. 172-173.

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ

Русин Н. М., Полетика Т. М., Гирсова С. Л., Данилов В. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
rusinnm@mail.ru

Методы интенсивной деформации, такие как ковка с переменной оси осаживания, РКУП выгодно отличаются от обычных методов деформирования металлов тем, что позволяют при равной интенсивности деформации сильнее измельчить зеренную структуру твердого тела, при этом значительная часть новых зерен имеет высокоугловые границы. Однако, как и при обычных методах деформирования, начиная с некоторой величины суммарной деформации, процесс измельчения структуры металлов методами ИПД резко замедляется, а доля малоугловых сегментов границ убывает очень медленно. Причины такого резкого замедления процессов трансформации структуры при ИПД изучены недостаточно.

По нашему мнению, указанное явление обусловлено синергетической природой твердого тела как сложной динамической системы, стремящейся минимизировать последствия внешнего воздействия на него. Способом такой минимизации является формирование полос локализованной деформации с отличной от основного материала структурой, способной обеспечить требуемые изменения формы образца с минимальным накоплением деформационных дефектов в объеме обрабатываемого тела. Данный способ адаптации деформируемого твердого тела к внешним воздействиям реализуется при всех видах холодной деформации после формирования субструктуры, то есть по достижении 40–70% суммарной деформации. Однако при ИПД положение плоскостей максимальных сдвигающих напряжений периодически меняется, полосы локализованной деформации пересекаются, образуя своеобразную объемную сетку из зерен, способных к значительным самосогласованным поворотам и смещениям. После формирования такой сетки в деформируемом твердом теле процессы измельчения зеренной структуры резко замедляются.

Высказанное предположение было экспериментально проверено на малолегированных сплавах, подвергнутых ИПД. Особенно заметно процесс локализации деформации проявляет себя при ковке с переменной оси осаживания, поскольку внешние ограничения на свободное формоизменение прессуемого образца практически отсутствуют. В некоторых случаях это приводит к локализации деформации в одной из плоскостей максимальных сдвигающих напряжений и обуславливает неоднородное изменение формы прессуемого образца. При испытаниях на растяжение полученные методами ИПД материалы с ультрамелким зерном демонстрируют высокую склонность к шейкообразованию, что также является проявлением структуры с полосами локализованной деформации, сформировавшихся при ИПД. Образцы из таких материалов демонстрируют низкую способность к равномерному удлинению, и, вместе с тем, высокую пластичность в шейке.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В ЗОНЕ ДЕЙСТВИЯ ЛУЧА ЛАЗЕРА

Красников А. С., Миркин Л. И.

РГУ, Рязань,
rgpu@ryazan.ru

Научно-исследовательский институт механики МГУ, Москва

Обработка алюмоокисной керамики лазерным излучением с длиной волны $\lambda = 0,694 \cdot 10^3$ нм и плотностью потока мощности $\sim 10^5$ Вт/см² с длительностью импульса ~ 1 мс приводило к аморфизации структуры в зоне действия луча и к образованию радиальных микротрещин, размеры которых достигали 40–50 мкм. При обработке алюмоокисной керамики лучами лазера с длиной волны $\lambda = 1,06 \cdot 10^3$ нм и плотностью потока мощности $\sim 10^6$ Вт/см² с длительностью импульса ~ 2 мс, наблюдалась аморфизация в зоне действия луча лазера и снижение величины микротвердости в облучаемой зоне. Полученная фотометрическая кривая рассеяния рентгеновских лучей, как функция угла рассеяния $J = J(2\theta)$ в зоне действия луча лазера, отвечает ближнему порядку с $d = 0,6$ нм.

Процессы, происходящие в керамике под действием лучей лазера, приводят к нагреванию и охлаждению материала с высокими скоростями. В результате образующемуся расплаву как бы удается «проскочить» температурный интервал кристаллизации и расплав затвердевает в аморфном состоянии. Это приводит к уменьшению общего содержания кристаллической фазы в образце до 5 %.

Особенно важно исследование химической устойчивости керамики, подвергшейся воздействию лазерного излучения. Известно, что химическая устойчивость керамики зависит не только от её химического состава, но и от микроструктуры и фазового состава. Большое влияние на химическую устойчивость оказывает наличие стекловидной фазы. Так, согласно работам Н.М.Павлушкина, А.И.Бережного присутствие этой фазы сильно снижает химическую устойчивость керамических корундовых материалов по отношению к кислотам и щелочам. Так как в зоне действия лазерного луча следует ожидать изменения фазового состава, это должно приводить к изменению химической устойчивости материала. Полученные нами результаты достаточно хорошо коррелируют с такими изложенными представлениями. Аморфизация структуры керамики в зоне действия луча лазера приводила к закономерному снижению величины микротвердости. Химическое травление зоны позволяло уменьшить содержание аморфной фазы и приводило к росту величины микротвердости.

В заключение следует заметить, что рентгенографическим методом установлено, что в зоне действия луча лазера происходит аморфизация структуры керамики. Данные рентгеноструктурного анализа достаточно хорошо подтверждаются методом химического травления зоны действия луча лазера, а также изменением структурно-чувствительного свойства микротвердости керамики.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 06-08-00117).

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОТОСИТАЛЛОВ, ОБРАБОТАННЫХ ЛУЧАМИ ЛАЗЕРА

Красников А. С., Миркин Л. И.

РГУ, Рязань,

rgpu@ryazan.ru

Научно-исследовательский институт механики МГУ, Москва

Для экспериментального изучения взаимодействия лучей лазера с литиево-алюмосиликатным синтезировано светочувствительное стекло следующего химического состава (мас %): 73,0 SiO_2 ; 8,0 Al_2O_3 ; 13,0 Li_2O ; 2,0 ZnO ; 4,0 K_2O ; сверх 100 % вводили 0,04 AgNO_3 ; 0,012 CuCl .

При проведении рентгенофазового анализа установили, что образцы, не подвергшиеся обработке лучами лазера, аморфны как до, так и после термообработки при 520 °С. В подвергнутых термообработке образцах при 585 °С идентифицированы кристаллические фазы метасиликата лития $\text{Li}_2\text{O} \cdot \text{SiO}_2$ и твердого раствора β -эвкриптита $\text{Li}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$, а после термообработки при 780 °С обнаружена дополнительная кристаллическая фаза – дисиликат лития $\text{Li}_2\text{O} \cdot 2\text{SiO}_2$.

Обработка лучами лазера приводит к изменению количественного и качественного фазового состава фотоситаллов. В образцах, прошедших термообработку при 585 °С, происходит плавление кристаллической фазы метасиликата лития и β -эвкриптита. Поверхностный слой аморфизуется, и характер рассеяния рентгеновских лучей соответствует аморфному состоянию вещества. В образце, обработанном при 780 °С, значительно уменьшается содержание дисиликата и метасиликата лития и в составе образца преобладает кристаллическая фаза β -эвкриптита.

Механизм аморфизации литиево-алюмосиликатного фотоситалла под действием лазерного излучения, по нашему мнению, может быть представлен следующим образом. Плавление кристаллических фаз осуществляется за счет концентрации энергии лазерного излучения в поверхностном слое вещества и передачи ее внутрь материала за счет эффекта теплопроводности. При этом также необходимо учитывать эффект нелинейного поглощения на колебательных уровнях атомных групп Si-O-Si-R .

При изучении микротвердости исследуемых образцов обнаружен эффект разупрочнения после воздействия лазерного излучения, приводящий к снижению их микротвердости.

Ухудшение прочностных свойств фотоситаллов связано с уменьшением содержания кристаллической фазы и ростом аморфной, которая лимитирует прочностные свойства материала.

Значение $\text{tg} \delta$ образцов, после обработки лучами лазера возрастают: в фотоситаллах, прошедших термообработку при 780 °С, от $45 \cdot 10^{-4}$ до $72 \cdot 10^{-4}$, а в фотоситаллах, обработанных при температуре 520 °С – от $66 \cdot 10^{-4}$ до $74 \cdot 10^{-4}$.

В заключение следует заметить, что обнаруженный нами эффект аморфизации структуры можно использовать в технологии изготовления фотоситаллов для разрушения скрытого изображения, а также для синтеза фотоситаллов с заданным содержанием кристаллической и аморфной фазы и с необходимыми физико-химическими свойствами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 06-08-00117).

КРАУДИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ДВОЙНИКОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ

Акчурина М. Ш., Закалюкин Р. М.

Институт Кристаллографии РАН, Москва

akchurin@ns.crys.ras.ru

Рассмотрены процессы пластической деформации кристаллов механическим двойникованием. На примере плотноупакованных структур с использованием краудингового механизма деформации кристаллов предложены модели возникновения и перемещения двойниковых границ.

Плотнупакованная структура представляется в виде последовательных слоев шаров А, В, С. В отличие от первых двух слоев А и В третий слой может быть уложен принципиально в разных положениях: как в положение А, так и в положение С. ГЦК структура отвечает последовательности...АВСАВС..., гексагональная плотноупакованная структура -...АВАВ....В структурах, построенных на базе плотнейших шаровых упаковок, при сдвиговых деформациях возможно образование таких дефектов, как нарушение последовательности чередования слоев. Например, если взять структуру типа NaCl, то ее можно рассматривать как плотнейшую кубическую упаковку анионов, тетраэдрические пустоты которых заполнены катионами. При двойниковании в плоскости (111) плотноупакованная кубическая структура переходит в плотноупакованную гексагональную структуру, т.е. плотнейшая упаковка сохраняется. Плоскость (111) располагается параллельно плотно упакованным слоям. Если сдвинуть анионный слой, например, В на расстояние $\frac{a}{\sqrt{6}}$ (где a – параметр элементарной ячейки), то мы получим нарушение последовательности плотно упакованных слоев. Рассмотрим на примере:

А В С А В С А В С А В С А В С
к к к к к к к к к к к к к
место сдвига
I
А В С А В С А С А В С А В С А
к к к к к к Г Г к к к к к к к

Видно, что в кубической структуре (к) образуется вставка из гексагональной упаковки (г), которую можно рассматривать, как двойниковую границу (однослойный двойник). Если достаточные напряжения продолжают действовать, например при индентировании, то величина сдвига увеличивается. При этом, помимо дальнейшего сдвига слоя В, возможен сдвиг других слоев, но справа слой «С» перейти в слой «А» не может (энергетически не выгодно), поэтому сдвиг происходит в следующем слое, аналогично и с левой стороны от первоначального сдвига. При образовании сдвиговых деформаций от исходной позиции слева и справа имеем такую картину:

C A B C A B A C B C A B C A B
к к к к к к к к к к к к к к к к

Если данная схема будет сохраняться, то мы имеем двухмерный дефект, который может перемещаться в кристалле перпендикулярно своему расположению, т.е. таким образом может перемещаться двойниковая граница.

Показана хорошая корреляция результатов, полученных при деформировании кристаллов сосредоточенной нагрузкой с предсказаниями предлагаемой модели.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ АЛЮМИНИЯ

Крыловский В. С., Лебедев С. В.

Харьковский национальный университет имени В.Н.Каразина, Харьков, Украина

Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua

Переход от плавного к нестабильному пластическому течению (скачкообразная деформация) у ряда металлов и сплавов является характерным для области температур $T \leq 10$ К. Обычно такая низкотемпературная деформационная нестабильность проявляется в виде аperiодических сбросов деформирующего напряжения на кривой деформационного упрочнения в условиях растяжения (сжатия) с постоянной скоростью. Однако по-прежнему остается невыясненным стартовый механизм и кинетика неустойчивости пластического течения.

В работе на поликристаллах алюминия (99,5%) изучены характеристики скачкообразной деформации для области гелиевых температур в зависимости от начального и последующего структурного состояний дефектной структуры и параметров образцов.

Одним из факторов, влияющих на процесс нестабильного пластического течения, являются геометрические размеры образца. Наиболее интересным является изучение скачкообразной деформации на объектах разной толщины, поскольку именно этот параметр, в соответствии с моделью термомеханической неустойчивости, является определяющим при теплоотводе из объема к поверхности металла. Независимо от состояния внутренней дефектной структуры, размера зерна поликристалла амплитуда скачка $\delta\sigma_{ск}(\sigma)$ является единой для образцов разной толщины d , в то же время общее количество $N_{ск}$ и усредненная концентрация скачков $\langle n_{ск} \rangle$ изменяются в зависимости от d для образцов с различной дефектной структурой. Чувствительность $N_{ск}$ и $\langle n_{ск} \rangle$ к изменению толщины появляется в том случае, когда толщина образца и размер зерна поликристаллической структуры d_z становятся соизмеримыми.

Поскольку удельный теплоотвод в меньшей степени определяется двумя другими геометрическими размерами рабочей части образца, то, используя толщины $d \geq 1$ мм, возможно проследить влияние ширины a и начальной рабочей длины образца l_0 на изучаемые параметры. Их изменение не оказывает влияния на характер зависимости $\delta\sigma_{ск}(\sigma)$, тогда как величины $N_{ск}$ и $\langle n_{ск} \rangle$ возрастают по линейному закону с увеличением ширины рабочей части образца алюминия в исходном состоянии и уменьшаются по мере укорочения начальной рабочей части образца.

В предположении статистически равномерного распределения областей локализации деформации в объеме деформируемого образца усредненный максимальный линейный размер такой области может быть определен как $l_{лок} \approx (V_{обр}/N_{ск})^{1/3}$. Расчеты и экспериментальные данные позволяют оценить область локализации неустойчивого пластического течения в алюминии $l_{лок} \approx 1$ мм.

ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ СТЕПЕНЬ УСИЛЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Долбин И. В.

НИИ прикладной математики и автоматизации КБНЦ РАН, Нальчик
i_dolbin@mail.ru

Предполагается, что одним из основных факторов, способствующих высокой степени усиления полимерных нанокомпозиов, наполненных слоевыми силикатами (органоглинами), является высокая степень анизотропии формы частиц наполнителя: отношение длины L пластины силиката к ее толщине d_{nl} варьируется в пределах 50-200. Однако эту высокую степень усиления нанокомпозиов показывают только при относительно небольших содержаниях наполнителя (порядка 3–5 вес. %), а затем эффективность наполнения заметно снижается. Обычно последний эффект объясняют агрегацией отдельных эсфолиированных пластин наполнителя в «пачки» (тактоиды). Рассмотрены указанные эффекты на примере полимерных нанокомпозиов, наполненных Na^+ -монтмориллонитом и дано количественное объяснение.

Степень усиления нанокомпозиов характеризовали отношением E_k/E_m , где E_k и E_m – модули упругости нанокомпозита и матричного полимера, соответственно. Использованы литературные значения E_k и E_m для нанокомпозиов, наполненных Na^+ -монтмориллонитом, на основе полимеров разных классов: полиамида-6, полиимида, полипропилена, термотропного жидкокристаллического полиэфира, поликарбоната, полибутилентерефталата и эпоксиполимера при температурах испытаний T ниже и выше температуры стеклования T_c . Величины расстояния между пластинами силиката d_{001} для первого и последнего из указанных нанокомпозиов, а также молекулярные характеристики матричных полимеров (характеристическое отношение C_∞ и длина скелетной связи основной цепи l_0) взяты из литературных источников.

Анализ показал, что способность нанокомпозита к усилению определяется не собственно анизотропией формы частиц нанонаполнителя, а способностью полимерной матрицы отразить (воспроизвести) эту анизотропию. Иначе говоря, роль наполнителя сводится к видоизменению структуры полимерной матрицы по сравнению с исходным матричным полимером. Подобная концепция использована для описания структуры полимерных микрокомпозиов. Однако различие указанной трактовки состоит в том, что в случае микрокомпозиов изменяется структура объемной полимерной матрицы (увеличивается ее фрактальная размерность d_f), а в случае нанокомпозиов – только структура межфазных областей при общем условии $d_f = \text{const}$.

Указанную способность полимерной матрицы или, точнее, межфазных областей отразить анизотропию формы частиц наполнителя количественно можно выразить длиной статистического сегмента l_{cm} полимерной цепи: чем больше l_{cm} , тем выше E_k/E_m .

Показано, что усиление нанокомпозиов реализуется за счет формирования межфазных областей. Основную роль в этом механизме играет гибкость полимерной цепи, которая определяет ее способность воспроизводить анизотропию формы частиц наполнителя. Дан количественный анализ агрегации пластин слоевого наполнителя.

Работа выполнена при поддержке «Фонда содействия отечественной науке».

РАСЧЕТ ПОВЕРХНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ МАЛЫХ РАЗМЕРОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Карпенко С. В.

НИИ ПМА КБНЦ РАН, Нальчик, sv_karpenko@mail.ru

В работе проведено исследование полиморфных превращений в щелочно-галоидных кристаллах под действием гидростатического сжатия. При температуре абсолютного нуля термодинамический потенциал кристалла, находящегося под внешним давлением, имеет вид

$$H^i(R) = \sum_{k=1}^7 N_k^i U_k^i(a_k^i R) + pV^i - \frac{\alpha_\mu^i}{R} + 4\pi r^2 k\sigma, \quad (1)$$

где N – число ионов в данной координационной сфере; U – короткодействующий потенциал парного взаимодействия; V – объем элементарной ячейки; α_μ – постоянная Маделунга данной модификации; $a_k = R_k/R_0$ – отношение радиуса k -й координационной сферы к радиусу 1-й координационной сферы; σ – поверхностная энергия; r – начальный радиус кристалла; k – численный коэффициент, учитывающий отклонение формы кристалла от сферической; индекс i нумерует обе фазы. Для упрощения модели предполагалось, что поверхность кристалла в В1 фазе имеет огранку (100), а в фазе В2 – (110). Поверхностная энергия определялась по Гиббсу:

$$\sigma(hkl) = \frac{1}{2} n_0(hkl) \sum_i (\beta^{(i)} - 1) W_\infty^{(i)}, \quad (2)$$

где $n_j(hkl)$ – число частиц в j -й плоскости на единицу площади $\beta^{(i)} = \frac{W_s^{(i)}}{W_\infty^{(i)}} = \frac{A_s^{(i)}}{A_v^{(i)}}$ – отношение сумм по бесконечной плоской сетке к сумме по бесконечной решетке для i -го типа сил взаимодействия ионов. Давление полиморфного превращения определялось из условия равенства термодинамических потенциалов фаз в точке перехода. Помимо давления перехода были рассчитаны относительные изменения объема кристалла при переходе $-\Delta V/V_{01}$, упругие константы C_{11} , C_{12} , C_{44} для фазы В1 и модули упругости обеих модификаций. Исследована зависимость давления полиморфного превращения от размера кристалла.

Анализ результатов расчета показывает, что для всех щелочно-галоидных кристаллов, за исключением фторида лития, давление полиморфного превращения возрастает при уменьшении размера кристалла. Причем, для несферического кристалла ($k = 2$) давление перехода оказывается, в среднем, на 8 – 10 % выше, чем для идеального сферического кристалла ($k = 1$). Для кристалла фторида лития ситуация прямо противоположная: при уменьшении размера кристалла давление В1 – В2 перехода уменьшается. Такое anomalous поведение кристалла LiF связано с различием энергии когезии кристаллической решетки: для фторида лития когезионная энергия значительно больше, чем для остальных представителей галоидного ряда. Как показывают расчеты поверхностной энергии ионных кристаллов при высоких давлениях, поверхностная энергия кристалла фторида лития при таких условиях в фазе со структурой типа CsCl (В2) меньше, чем в фазе со структурой типа NaCl (В1), поэтому поверхностный вклад $G^{(поверх)}$ в термодинамический потенциал «ускоряет» фазовый переход, снижая давление полиморфного превращения. Для всех остальных щелочно - галоидных кристаллов размерный эффект приводит к возрастанию давления В1 – В2 перехода при уменьшении размера кристалла.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВАКАНСИЙ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН ОБЩЕГО ТИПА

Мурзаев Р. Т., Назаров А. А.

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,
Mur611@mail.ru*

Экспериментальные исследования показывают, что в наноструктурных материалах, полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД), границы зерен (ГЗ) имеют неравновесную структуру, связанную с наличием в них внесенных в процессе приготовления дислокаций и дисклинаций. С другой стороны, неравновесные ГЗ имеют коэффициент диффузии, значительно повышенный, по сравнению с коэффициентом диффузии по равновесным ГЗ. В связи с этим, исследование диффузии в неравновесных ГЗ имеет большое значение для понимания особенностей свойств наноматериалов, полученных ИПД.

Одним из важнейших методов исследования механизмов зернограницной диффузии является атомное компьютерное моделирование. Ранее нами были исследованы энергетические характеристики вакансий в специальных границах наклона, содержащих зернограницные дислокации и дисклинации. Однако в реальных наноматериалах большинство ГЗ относятся к границам общего типа, имеющим разориентировки наклона и кручения. К настоящему времени отсутствуют данные моделирования вакансий в ГЗ общего типа, как с неравновесной, так и с равновесной структурой.

В настоящей работе с помощью атомного компьютерного моделирования с использованием метода погруженного атома рассчитаны энергии образования и активации миграции вакансий в ГЗ общего типа в никеле. Для исследования была выбрана граница кручения с плоскостью (310) и углом кручения $76,6^\circ$. Расчеты показывают, что эта граница имеет неупорядоченную атомную структуру в области шириной порядка 6 Å. Путем удаления одного из атомов в этом слое создавалась зернограницная вакансия, и снова производилась релаксация системы. Сравнением энергий исходной границы и границы, содержащей вакансию, определялась энергия образования вакансии в данном узле границы. Таким путем последовательно была рассчитана энергия образования вакансий в каждом из 269 узлов рассматриваемой границы. Для переходов вакансий между отдельными узлами были рассчитаны также энергии активации миграции вакансий.

Результаты расчетов показывают, что энергия образования вакансий зависит от узла. Для данной границы значения энергии образования вакансий распределены в интервале 0,05–1,59 эВ. Среднее значение энергии, равное 0,84 эВ, значительно ниже, чем в границах наклона (0,99 эВ). Это означает, что концентрация вакансий, а, следовательно, и коэффициент диффузии по ГЗ общего типа значительно выше.

Расчеты энергии активации миграции вакансии показывают, что в области неупорядоченной структуры наблюдается ее существенное уменьшение по сравнению с энергией активации миграции в решетке, а по мере удаления от кристаллографической плоскости ГЗ наблюдается ее увеличение до значения, характерного для решетки. Следовательно, миграция вакансий по ГЗ общего типа энергетически также более выгодна, чем по зерну или по границе наклона.

Полученные результаты будут в дальнейшем использованы для сравнения с характеристиками вакансий в неравновесной ГЗ этого же типа.

Данная работа была поддержана Федеральной целевой научно-технической программой РФ, а также грантом фонда науки и образования "Интелс".

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАБОТУ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА НИКЕЛЯ

Зубаиров Л. Р., Мулюков Р. Р., Юмагузин Ю. М.*, Хисамов Р. Х.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

linar@imsp.da.ru

** Физический факультет бакирского государственного университета, Уфа*

Образцы с различными значениями (от 100 нм и выше) среднего размера зерен получены интенсивной пластической деформацией кручением под квазигидростатическим давлением. Исследованы микроструктура, микротвердость, особенности электронной структуры и работы выхода полученных образцов.

Обнаружены количественные и качественные отличия распределений по полным энергиям электронов эмитированных под действием электрического поля нанокристаллических (НК) образцов от распределения по полным энергиям электронов эмитированных под действием электрического поля металлов в крупнозернистом состоянии. Отжиг НК металла приводит к росту зерен, релаксации внутренних напряжений и возврату распределения по полным энергиям электронов эмитированных под действием электрического поля. Распределение приобретает вид, характерный для крупнозернистого металла.

На основе теоретического анализа показана возможность объяснения обнаруженных особенностей распределений электронов по полным энергиям снижением работы выхода электрона зернограницной области в металле, НК структура в котором сформирована интенсивной пластической деформацией кручения под квазигидростатическим давлением.

Работу выхода электрона образцов определяли из измерений контактной разности потенциалов электронным пучком. Обнаружено снижение работы выхода электрона никеля в результате формирования НК структуры в нем.

КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ

Вьюненко Ю. Н., Данилов А. Н., Затульский Г. З.*, Реснина Н. Н.

Санкт-Петербургский государственный университет,

** НТУ Украины «КПИ», Киев, Украина*

Исследована температурная зависимость теплопоглощения и теплоотдачи при нагреве и охлаждении сплавов CuAlZn и TiNi с перепадом температурных интервалов фазовых превращений. Изучение процессов теплопереноса проводилось на дифференциальном сканирующем калориметре METTLER TOLEDO 822e. В экспериментах использовали образцы массой от 2,2 до 39,6 мг.

Проведенные испытания материалов показали, что большое влияние на результат оказывает скорость изменения температуры калориметра. Снижение скорости нагрева и охлаждения от 10 до 0,5 град/мин приводило к тому, что вместо одного пика тепловыделения или теплопоглощения в интервале температур фазового перехода могли

возникнуть несколько всплесков, указывающих на возможность различия температур превращения в нескольких частях объема образца, либо на стадийность превращения. Особенно сильно это проявилось при исследовании сплава TiNi, образцы которого были подвергнуты высокотемпературной многократной прокатке, что, по-видимому, привело к высокому содержанию окисла титана в материале.

Отжиг при температуре 500 – 800 °С способствовал исчезновению на термограммах многочисленных всплесков. Пики теплопоглощения и тепловыделения становились выше. Интервал температур аномальных тепловых эффектов сужался. Величина теплопоглощения или тепловыделения существенно возрастала.

Пластическая деформация образцов приводила к противоположным эффектам. Температурные интервалы превращения возрастали. Наблюдалось расщепление пиков теплопоглощения. Особенно сильно это проявилось после деформирования в мартенситном состоянии проволоки из сплава TiNi в процессе эффекта памяти формы. Однако последующее термоциклирование показало, что параметры в значительной степени восстанавливают показатели до формоизменения.

Таким образом, установлена возможность существенной зависимости теплоты превращения и границ его температурного интервала от степени пластической деформации материала, что особенно важно при прогнозировании поведения механизмов, работающих на эффект памяти формы.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ИНВАРА 36 Н

**Биткулов И. Х., Бурханов А. М.*, Казанцев В. А.*,
Мулюков Р. Р., Мулюков Х. Я., Сафаров И. М.**

*Институт Проблем Сверхпластичности Металлов РАН, Уфа,
radik@anrb.ru*

** Институт Физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

Малое значение коэффициента теплового расширения инварного сплава 36Н обуславливает его широкое применение в промышленности и технике.

Исследованный в работе сплав 36Н был подвергнут интенсивной пластической деформации кручением под квазигидростатическим давлением. Полученные образцы подвергали ступенчатому отжигу при различных температурах. При этом изучали изменения структуры, коэффициента теплового расширения, магнитных свойств образцов, микротвердости.

Обнаружено количественное и качественное изменение свойств инвара, сделано предположение о появлении сверхструктурных выделений в нем.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ Al–Cr–Zr СПЛАВА

Бродова И. Г., Ширинкина И. Г., Антонова О. В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
brodova@imp.uran.ru

Для получения наноструктуры в сплаве Al–1,4%Cr–2%Zr была применена комплексная обработка в жидком и твердом состояниях (температурно-временная обработка и быстрая закалка расплава и интенсивная пластическая деформация методом сдвига под высоким квазигидростатическим давлением). Основной акцент в данной работе был сделан на электронно-микроскопическом исследовании особенностей формирования наноструктурного состояния и его трансформации при отжиге. В процессе эксперимента варьировалась степень деформации от $e = 1,4$ (осадка) до $e = 7,14$ (число оборотов наковальни $n = 15$).

Анализируя весь спектр экспериментальных данных, можно заключить следующее. После осадки формируется типичная для холоднодеформированного Al субзеренная ячеистая структура, внутри которой отчетливо проявляются дислокационные сетки.

При сдвиге под давлением с ростом степени деформации происходит накопление избыточного количества дислокаций одного знака, разориентировка субзерен (ячеек) непрерывно увеличивается, и малоугловые границы заменяются на высокоугловые, т.е. формируется ультрамелкокристаллическая или наноструктура. В случае проведения конкретного эксперимента такая структура была получена в образце уже после его кручения на 1 оборот. Определенный по темнопольным снимкам средний размер зон когерентного рассеяния при $n = 1$ равен 115 нм, половину всего объема занимают образования размером менее 350 нм.

С увеличением степени деформации до $e = 5,8$ ($n = 5$) средний размер микрокристаллитов понижается до 75 нм и остается таковым до максимальных степеней деформации ($n = 15$). Соответственно, возрастает доля объема, занимаемого наноструктурой, с 2% до 24%, а % объема, приходящегося на крупные зерна (более 350 нм), сокращается с 5% до нуля. В конечном счете, половину всего объема материала занимает структура, состоящая из микрокристаллитов размером 150–180 нм.

В процессе нагрева до 300 °С, независимо от степени деформации до термообработки, происходит некоторое огрубление наноструктуры. При сохранении среднего размера зерна в пределах 100–200 нм, объем, занимаемый нанозернами, уменьшается приблизительно в 4 раза, при этом возрастает доля крупных зерен. Если до термообработки в структуре образцов, деформированных при $n \geq 5$, отсутствовали зерна более 350 нм, то после часового отжига их количество возрастает до 2%. Увеличение времени при изотермическом отжиге до 6 часов приводит к дальнейшему перераспределению зерен по размерам, а именно: количество крупных зерен достигает 10–12%.

Таким образом, при кратковременной выдержке (1 час) при 300 °С преобладающим является процесс перераспределения и аннигиляции дислокаций на границах и внутри зерен при сохранении их размеров. Увеличение времени выдержки инициирует рост отдельных зерен, усиливает неоднородность УМЗ структуры, однако, ее устойчивость остается высокой.

Работа выполнена в центре электронной микроскопии ИФМ УрО РАН при частичной финансовой поддержке фонда РФФИ - «урал» (проект №04-03-96139)

ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИИ АЗОТА В ЗОНЕ ТРЕНИЯ ЖЕЛЕЗА

Юркова А.¹⁾, Белоцкий А.¹⁾, Бякова А.^{1, 2)}, Мильман Ю.²⁾

¹⁾ *Национальный технический университет Украины “КПИ”;* yurkova@list.ru

²⁾ *Институт проблем материаловедения им. Францевича НАН Украины;*
byakova@mail.ru

Процессы формирования на поверхности материалов структур с широким спектром их дисперсности – от микро- до нанокристаллической – представляют особый интерес, в связи с возможностью улучшения физико-механических свойств материалов и расширения области их использования. Важное место среди новых материалов занимают материалы, полученные при высокоэнергетических механических воздействиях, при которых возможно изменение неравновесных условий протекания физико-химических процессов для наиболее эффективного обмена энергией и веществом, как в пределах обрабатываемого материала, так и с окружающей средой для придания материалу соответствующих свойств. Новым способом измельчения зеренной структуры до наноразмеров является совмещение процессов высокоэнергетических механических воздействий, например интенсивной пластической деформации (ИПД) трением, и одновременной диффузии элементов внедрения (азота) [1].

Целью работы является изучение особенностей диффузии азота в зоне трения железа.

Образцы цилиндрической формы из армко-железа (0,03 мас.%C) нагревались трением в аммиаке в течение 1 часа при температуре 773 К. Структуру и фазовый состав зоны трения исследовали методами рентгеноструктурного анализа, оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

Исследования образцов железа, обработанных ИПД трением в среде аммиака, а также в среде инертного газа выявили изменение структуры поверхностного слоя – образование градиентного нано-, субмикроструктурного и мелкодисперсного микрокристаллического участков слоя, распространяющегося на глубину до 100...200 мкм. Установлено существенное влияние диффузии азота в зоне трения на процесс диспергирования зеренной структуры железа. Это влияние выражается как в увеличении в 3,5 раза толщины диспергированного слоя, так и в уменьшении в 2 раза минимального размера зерен в наноструктурном участке по сравнению с ИПД в аргоне. Кроме того, обнаружено влияние диспергирования зеренной структуры на диффузионную активность и растворимость азота в α -Fe в зоне трения. Содержание азота в α -Fe после трения в аммиаке оказалось в 3 раза выше по сравнению с его содержанием в α -Fe, которое указывается равновесной диаграммой Fe–N при температуре эвтектидного превращения (590 °C). При этом концентрация азота в диспергированном слое на два порядка превышает его содержание в крупнозернистом α -Fe после насыщения без деформации. Обнаружено сильное повышение диффузионной активности при ИПД трением в аммиаке: толщина насыщенного азотом слоя, более чем на порядок превосходит толщину диффузионного слоя после насыщения азотом без деформации в тех же температурно-временных условиях. Математическая оценка вклада ИПД трением на ускорение диффузии показала, что время формирования азотированного слоя на железе при трении сокращается примерно на порядок (в 10–30 раз) по сравнению с насыщением без деформации.

1. Yurkova A., Belots'ky A., Byakova A. Anomalous Nitrogen Solubility in Gradient Nanostructured Layer Formed in the Surface of Bulk Iron by Severe Plastic Deformation under Friction. – NATO Science Series. II. Mathematics, Physics and Chemistry – Netherlands: Springer. –2005. – Vol.212. – P.107-112

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЕМ ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ

Хаймович П. А.

*Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”,
Харьков, Украина, pavel.41@bk.ru*

Увеличения дисперсности структуры монолитного металла как предпосылки повышения его физико-механических характеристик в настоящее время достигают, подвергая металл интенсивным пластическим деформациям. Общим для известных методов является то, что все они предусматривают осуществление больших степеней деформации и реализуются при повышенных либо комнатной температурах. Но достигавшиеся на первых этапах этих работ успехи постепенно вошли в насыщение.

Несколько десятилетий назад активно развивались исследования свойств металлов после деформирования их прокаткой, растяжением, волочением при низких (криогенных) температурах. Итогом этих работ стали два очень важных вывода: во-первых, в силу подавления процессов динамического возврата в металле формируется структура столь высокой дисперсности, которую обеспечить деформирование при комнатной либо повышенных температурах не может. Во-вторых, упрочнение металла выше, чем могло бы быть достигнуто деформированием при комнатной и повышенных температурах, хотя и сопровождается оно, как правило, почти полной потерей пластичности, что ограничивало применимость этих обработок.

Развитием этих исследований стал реализованный свыше 20 лет назад в Харьковском физико-техническом институте метод деформирования металлов («низкотемпературная квазигидроэкструзия»), родственной гидроэкструзии, но реализуемый при низких (криогенных) температурах. В качестве передающей давление среды при этом применено твердое тело, пластичное при температуре деформирования.

За прошедшее время воздействие такого вида деформирования было проверено на большом количестве металлов и сплавов. Как и ожидалось, в материале достигалась высокая плотность дефектов при отсутствии склонности к хрупкому разрушению при испытаниях на растяжение. Среди не ожидавшихся результатов – формирование в некоторых металлах (например, меди) дефектных структур высокой регулярности, не наблюдающихся в случае деформирования при комнатной либо повышенных температурах. В таких широко распространенных конструкционных материалах, как, например, сталь X18H10T, оказалось возможным добиться столь высокой термоустойчивости механических свойств, которую деформированием при более высоких температурах достичь невозможно. Оказалось, что и монокристаллы (Cu, Ni) не только способны при деформировании сохранить удовлетворительную регулярность структуры, но также демонстрируют очень высокую термоустойчивость после низкотемпературной квазигидроэкструзии.

Развитием описанных выше работ стал метод низкотемпературного квазигидроэкструдирования с противодавлением, также разработанный в ХФТИ, не только расширяющий круг материалов, способных претерпеть деформирование в криогенных условиях, но и позволяющий достичь очень высокого диспергирования структуры металла (100 нм и менее) при крайне небольших степенях деформации при квазигидроэкструдировании (10 – 15%).

Вся совокупность проведенных и продолжающихся в описанном выше направлении исследований приводит к выводам, что максимального диспергирования структуры металла и соответствующего повышения механических свойств можно ожидать, понижая температуру его пластического деформирования в область криогенных и осуществляя такое деформирование в условиях всестороннего сжатия.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОКОМПОЗИТОВ МЕДЬ-НИОБИЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Загоруйко Е. И.¹, Загоруйко Л. Н.², Кисляк И. Ф.³, Тихоновский М. А.³,
Доценко В. И.⁴

¹ Санкт-Петербургский государственный университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, eiz2002@mail.ru

² Украинская инженерно-педагогическая академия, Харьков, Украина; eiz2002@mail.ru

³ Национальный научный центр «ХФТИ» НАНУ, Харьков, Украина;
tikhonovsky@kipt.kharkov.ua

⁴ Украинская медицинская стоматологическая академия, Полтава, Украина;
dotsenko@pi.net.ua

In situ, или естественные, микрокомпозиты Cu–Nb получают прокаткой в ленту или волочением в проволоку слитков сплава Cu–Nb, в результате чего исходные ниобиевые дендриты вытягиваются в тонкие волокна микронного и субмикронного сечения. Эти материалы привлекают к себе внимание исследователей, благодаря уникальному сочетанию высокой механической прочности и высокой электропроводности [1], что делает их перспективными для практического использования, особенно в области низких (азотных и гелиевых) температур (импульсные магниты, упрочняющие элементы технических сверхпроводников и др. [2]). В связи с этим, механические свойства микрокомпозитов при низких температурах представляют значительный интерес.

В настоящей работе исследовались механические свойства плоских и проволочных in situ композитов медь–ниобий. Плоские образцы вырезались из лент, полученных прокаткой сплава Cu–32,5 вес.% Nb. Ориентация оси растяжения относительно направления прокатки составляла 0°, 45° и 90°. Образцы испытывались как в деформированном, так и в отожженном состояниях. Проволочные композиты получались волочением сплава Cu–40 вес.% Nb. На заключительном этапе волочения применялись две технологические схемы (разные температуры отжига и разные конечные диаметры проводов), в результате чего были получены две партии образцов. В качестве меры деформации на заключительном этапе служила истинная деформация δ . Исследования проводились в области температур 2–300 К.

В исследованной области температур для образцов с различными значениями истинной деформации δ определены температурные зависимости параметров кривых упрочнения: предела упругости σ_0 , предела прочности $\sigma_{\max}$, максимальной однородной пластической деформации $\varepsilon_{\max}$. Изучение деформационных кривых плоских микрокомпозитов при температурах 2–4,2 К показало, что во всех образцах наблюдается скачкообразная деформация, которая оказалась чувствительной к n - s -переходу. У проволочных композитов было обнаружено существование деформационных кривых различного типа, указывающих на квазихрупкий характер разрушения при всех температурах для наиболее деформированного образца (с наибольшим значением δ), и на вязкий характер разрушения с образованием шейки – для остальных образцов. Результаты механических испытаний дополнены фрактографическими исследованиями с помощью растровой электронной микроскопии. Проведено обсуждение полученной совокупности экспериментальных результатов.

1. М.А.Тихоновский и др. «Металлофизика и нов. технол.» 2006, №2, с.163-181
2. A. Lagutin *et al.*. Meas. Sci. Technol. (2003), v. 14, p. 2144-2150

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ YBaCuO-Ag ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Кисляк И. Ф.¹, Загоруйко Е. И.², Загоруйко Л. Н.³, Доценко В. И.⁴

¹ Национальный научный центр «ХФТИ» НАНУ, Харьков, Украина; eiz2002@mail.ru

² Санкт-Петербургский государственный университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, eiz2002@mail.ru

³ Украинская инженерно-педагогическая академия, Харьков, Украина; eiz2002@mail.ru

⁴ Украинская медицинская стоматологическая академия, Полтава, Украина; dotsenko@pi.net.ua

Низкая прочность и высокая хрупкость ВТСП материалов, как известно, стали одними из основных препятствий на пути к непосредственному практическому использованию этих веществ в высокотокковых устройствах, т.к. в последних при эксплуатации развиваются большие механические напряжения [1]. Как и в случае низкотемпературных сверхпроводников (например, Nb_3Sn [2]), для ВТСП материалов решение было найдено в создании композитных структур – преимущественно по технологии «порошок в трубе» (ПВТ-технология), позволяющей производить одно- и многожильные провода и ленты. Основой ПВТ-технологии стало серебро, образующее нормальную оболочку вокруг ВТСП-жил. Наряду с этими, представляют интерес и структуры, полученные путем смешивания порошков ВТСП и серебра. Свойства (в особенности – механические) таких порошковых композитов изучены слабее, чем тех, что получены по ПВТ-технологии. В этой связи целью настоящей работы стало изучение кривых деформационного упрочнения и характера деформации порошковых композитов $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y\text{-Ag}$ в широкой области концентраций серебра.

Образцы–брусочки получали холодным прессованием и последующей термообработкой смесей порошков керамики $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ и серебра. Концентрация c металла составляла 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60 и 100 об.%. Образцы деформировались сжатием при $T = 77 \text{ K}$ (в жидком азоте).

Была обнаружена эволюция деформационных кривых по мере увеличения содержания серебра. Оказалось, что наблюдаются четыре типа кривых в зависимости от величины c . При $c = 2\text{--}20$ об.% наблюдаются кривые первого типа: чисто упругое нагружение с последующим хрупким разрушением. При $c = 30\text{--}40$ об.% наблюдаются кривые второго типа, когда появляется отклонение от линейности, отвечающее возникновению пластической деформации. Для кривых третьего типа ($c = 40\text{--}60$ об.%) характерно наличие области высокой пластичности. Наконец, кривой четвертого типа ($c > 60$ об.%) присущи слабо выраженный начальный линейный участок и последующий длительный участок пластического течения со слабым упрочнением.

Получены также концентрационные зависимости параметров деформационных кривых: предела прочности σ_{max} , предела текучести σ_0 и максимальной однородной пластической деформации ε_{max} .

Проведено обсуждение полученных экспериментальных результатов, где дано объяснение как природе возникновения указанных выше четырех типов деформационных кривых, так и характеру концентрационных зависимостей параметров деформационных кривых.

1. М.Уилсон, Сверхпроводящие магниты, Мир, Москва, 1985
2. А.Вл.Гуревич, Р.Г.Минц, А.Л.Рахманов, Физика композитных сверхпроводников, Наука, Москва, 1987

О ВРЕДНОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Шахназаров К. Ю., Шахназаров Ю. В.

ООО «Трэк-Авто», СПбГПУ,
Jorj6@yandex.ru

Привычка оценивать твердость размерами лунки после индентирования шарика, конуса или пирамиды вредна, поскольку условия нагружения весьма далеки от реалий эксплуатации деталей и инструмента, выход которых из строя определяется износом (поломка бывает в аварийной ситуации и имеет отношение к хрупкости).

Это порождает коллизии, обесценивающие метод индентирования: «Простая углеродистая сталь изнашивается не обратно пропорционально содержанию углерода», «При шлифовании на наждачной бумаге минимальная потеря в весе наблюдается при 0,4 % С» (Ф.Робин, 1911 г.)

Н.А.Минкевич (1911 г.) второй вывод назвал «трудно объяснимым», но он не обратил внимание на замедление роста HB при ~ 0,4 – 0,5 % С, площадку на кривой ширины штриха от царапания при % С > 0,6, явный изгиб кривой твердости по Шору при ~ 0,4 % С, хотя все четыре кривых Робина для отожженных сталей привел в своем обзоре.

На всех четырех кривых при 0,5 ± 0,1 % С есть аномалии, что может свидетельствовать о наличии промежуточной фазы при этом содержании углерода.

Наименее выразительна аномалия на кривой HB – % С. Таким образом, индентирование не очень полезно для выявления аномалий, но вредно для практики, что поясним двумя примерами:

Утверждение, «что наибольшей износоустойчивости отвечает наиболее высокая твердость ... не носит характера закона» (Я.Е.Гольдштейн, 1950 г.).

После отпуска при 260 ° закаленных сталей с 0,12, 0,34, 0,58 и 0,8 % С потеря массы (в граммах на 100000 кгм работы) составила 1,5, 0,4, 0,12 и 0,08, а твердость (HRC) — 32, 47, 50 и 60, соответственно (Д.В.Конвисаров, 1938 г.). Таким образом, увеличение твердости на HRC3 (50–47 = 3), повысило износостойкость в ~ 3 раза, а на HRC10 (60–50 = 10) — в 1,5 раза.

Вредность метода индентирования Феликс Робин (1911 г.) сформулировал так: «В тех случаях, когда твердый структурный элемент окружен весьма вязким, результаты испытания твердости методом шлифования и методом проникновения оказываются диаметрально противоположными».

Способ индентирования весьма чувствителен к скорости приложения нагрузки.

Минимальна чувствительность стали с 0,47 % С к динамическому индентированию: по отношению к статическому она составляет у сталей с 0,17, 0,22, 0,47, 0,63, 1,06 и 1,16 % С — 1,24, 1,18, 1,15, 1,25, 1,29 и 1,31 (Б.А.Вандышев, Ф.С.Савицкий, 1958 г.). У этих сталей разное соотношение долей твердого раствора и сверхтвердой (по отношению к ферриту) карбидной фазы (цементита). Вряд ли можно уверенно объяснить реакцию той или иной структуры на скорость индентирования. Так, Н.А.Минкевич в 1911 г. оставил без комментариев следующие данные Росса: из 44 значений твердости (22 при динамическом и 22 при статическом индентировании) двенадцать значений для сталей с 0,1 – 1 % С явно противоречили «здравому смыслу» — углерод (цементит) понижал твердость. Это может иметь «физическую» природу (например, из-за промежуточной фазы), но может быть связано со спецификой измерения твердости путем индентирования.

ПОЧТИ ПЛОЩАДКИ НА КРИВЫХ ТВЕРДОСТИ ПРИ ~ 0,5 % C ОТОЖЖЕННЫХ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ФАЗЫ Fe₄₂C

Шахназаров К. Ю., Шахназаров А. Ю.

ООО «Трэк-Авто», Санкт-Петербург,
Jorj6@yandex.ru

Представления об аддитивном (линейном) изменении твердости сплавов-смесей основывается на правиле Курнакова (1908 г.), которое сам Н.С.Курнаков опроверг (1928 г.), ссылаясь, в частности, на наблюдение своего коллеги П.Я.Салдау: «прямолинейная схема не применима для характеристики железа и стали в отожженном состоянии». Тем не менее, в учебниках и монографиях доминирует версия, основанная на «здравом смысле»: «Увеличение содержания углерода (количества перлита) приводит к повышению твердости и прочности стали» (В.К.Бабич и др., 1972 г.).

Покажем почти площадки на кривых твердости отожженных доэвтектоидных сталей на следующих примерах: 1. По данным Boynton'a (1906 г.), при 0,48 – 0,68 % C на кривой твердости по Джаггару (H_J) резко замедляется темп ее роста при увеличении содержания углерода: при 0,2, 0,35, 0,45, 0,48, 0,58, 0,68, 0,86 и 0,91 % C она составляет 842, 1745, 1957, 2046, 2090, 2147, 3129 и 3994. 2. Согласно Салдау (1916 г.), после отжига при 700 ° на зернистый цементит при 0,45 – 0,54 % C резко замедляется темп роста твердости (НВ): у сталей с 0,35, 0,45, 0,54, 0,63, 0,81 и 0,89 % C она составляет: 94,70, 119,50, 122,50, 129,20, 146,09 и 185,15, соответственно. 3. Согласно Салдау (1916 г.), после отжига при 1050 ° на пластинчатый цементит замедляется темп роста НВ при 0,54 – 0,63 % C (сталь с 0,45 % C не исследована): у сталей с 0,35, 0,54, 0,63, 0,81 и 0,89 % C она составляет 95,51, 132,62, 142,05, 165,01 и 210,97, соответственно. 4. По данным Benedicks'a (1904 г.), НВ отожженных сталей с 0,45 и 0,55 % C практически одинакова — 179 и 183. 5. По данным Robin'a (1911 г.), при 0,4 – 0,5 % C заметно снижается темп роста НВ. 6. По данным Robin'a, (1911 г.) на зависимости ширины штриха от царапания отчетливая площадка при % C > 0,6. (Такая же отчетливая, как на кривых HRC – % C у закаленных сталей). 7. Согласно Валбергу (1901 г.), у «свободно охлажденных на воздухе» поковок сталей с 0,4 – 0,9 % C прирост твердости (НВ) в интервале 0,6 – 0,65 % C составил одну единицу, в остальных интервалах (через каждые 0,05 % C) — значительно больше. 8. Твердость, измеренная по ширине черты на склерометре Мартенса, после отжига и закалки от 750, 850 и 950 ° при 0,65 % C такая же, как и при 0,5 % C.

На основании этих почти площадок на кривых твердости, и, пользуясь методом аналогии, можно декларировать промежуточную фазу ~ Fe₄₂C (~ 0,5 % C), исходя из показанной Курнаковым (1918 – 40 г.г.) почти неизменности свойств вблизи соединений ~ FeAl₃, ~ Pb₃Na, ~ Au₃Cu и ~ Cu₉Zn.

Понятие «фаза Fe₄₂C» является, всего лишь, «удобным обозначением» качественных изменений структуры и свойств расплава, аустенита, феррита и мартенсита при ~ 0,5 % C, нашедших отражение даже в учебниках.

Претензии на введение в обиход декларируемой фазы следует рассматривать с учетом наблюдения М.Хансена: «Промежуточная фаза может обладать выраженными химическими свойствами, подобными свойствам типичных соединений, не будучи по характеру своей кристаллической структуры соединением».

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП962

Валитов В. А., Коробкова Е. Г

Институт проблем сверхпластичности металлов, Уфа,
korelegen@mail.ru

В настоящее время уделяется значительное внимание исследованиям структуры и свойств нанокристаллических (НК) материалов [1]. Однако еще недостаточно изучены особенности эволюции структуры и механизм формирования наноструктур при интенсивной пластической деформации (ИПД) в промышленных сплавах на основе никеля, в частности, в которых выделяется упрочняющая γ' -фаза. Поэтому весьма актуальными являются исследования, направленные на выявление закономерностей трансформации крупнозернистой структуры (КЗ) в НК при ИПД на наковальнях Бриджмена образцов из сплава ЭП962 с исходной КЗ структурой (80 мкм) и внутрезеренными выделениями γ' -фазы размером 0,5 мкм.

Результаты исследования показывают, что в никелевом сплаве ЭП962 ИПД обеспечивает формирование микроструктуры с размером зерен вплоть до десятых и сотых долей микрометра. При этом обнаружено, что в процессе ИПД наблюдается измельчение структуры зерен матрицы и упрочняющей γ' -фазы.

Анализ изменения микротвердости с увеличением степени деформации и эволюции микроструктуры никелевого сплава, свидетельствуют, что в процессе ИПД имеет место стадийный характер структурообразования, который согласуется с известными представлениями формирования НК структуры [1, 2]. Выделены следующие стадии. Первой стадии деформации со степенями 1/8 оборота соответствует разориентированная ячеистая структура со средним размером ячеек 300 нм. С увеличением степени деформации, сток дислокации, генерируемых в процессе деформации, в границы ячеек замедляется, и дислокации постепенно заполняют весь объем ячеек, образуя клубки и сплетения, поэтому второй стадии соответствует переходная структура, когда стенки ячеек трансформируются в границы фрагментов с увеличенными углами разориентировок. Эти процессы, вероятно, происходят в сплаве при степенях деформации от 1 до 3 оборотов. При этом размер ячеек уменьшается до 50 нм. Третьей стадии, развивающейся после деформации от 5 до 10 оборотов, соответствует однородная нанокристаллическая структура со средним размером зерен 30 нм (рис. 1.). То есть границы фрагментов трансформировались в высокоугловые границы зерен.

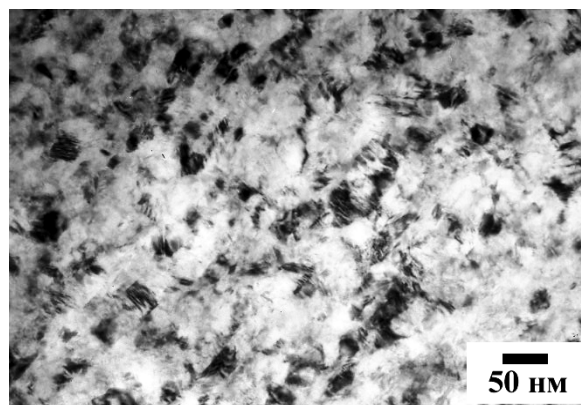


Рис. 1. Микроструктура ЭП962 после кручения на 5 оборотов

1. Р.З.Валиев, И.В.Александров, Наноструктурные материалы, получение интенсивной пластической деформацией.- М.: Логос, 2000, 10-47с.
2. В.В.Рыбин, Большие пластические деформации и разрушение металлов.- М.: Металлургия, 1986, 74с.

КОМБИНИРОВАННЫЙ ЭФФЕКТ ВЛИЯНИЯ ОБЪЕМНОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ ДИФФУЗИИ НА РАЗВИТИЕ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ПЛЕНОЧНОГО ПОКРЫТИЯ

Греков М. А., Костырко С. А.

Санкт-Петербургский государственный университет
mgrekov@MG2307.spb.edu, doozie@mosk.ru

Пленочные покрытия широко используются в электронной и оптоэлектронной промышленности. Один из наиболее существенных недостатков применения технологии на основе таких покрытий связан с возникновением дефектов в пленке в процессе ее выращивания или отжига. Считается, что доминирующим механизмом образования таких дефектов является потеря устойчивости плоской формы поверхности покрытия под действием напряжений. Это приводит к волнистости пленки, причиной которой является процесс диффузии.

С использованием термодинамического подхода Гиббса и геометрически линейных уравнений теории упругости в данной работе исследуется механизм образования гофра на поверхности твердого тела с пленочным покрытием под действием интенсивного нагрева поверхностного слоя. Считается, что форма потери устойчивости захватывает лишь верхнюю часть поверхностного слоя. Эксперименты свидетельствуют, что при определенных условиях поверхностный слой теряет устойчивость и становится волнообразным. Целью данного исследования является выяснение доминирующих причин таких изменений. При этом учитываются продольные напряжения, объемная и поверхностная диффузия, а также толщина поверхностного слоя, имеющего упругие свойства, отличные от основного материала.

Задача формулируется в двумерной постановке. В качестве модели упругого тела с тонким покрытием рассматривается композит полоса-полуплоскость. На бесконечности в композите действуют усилия, параллельные границе. Вводится возмущение границы синусоидального вида с целью изучения устойчивости формы поверхности. Задача сводится к нахождению зависимости амплитуды возмущения от времени при учете поверхностной и объемной диффузии и упругого деформирования тела с поверхностным слоем переменной толщины. При этом процесс рассматривается в квазистатической постановке, в силу чего для определения напряженно-деформированного состояния композита строится решение статической задачи теории упругости при фиксированном значении времени. Получена явная зависимость амплитуды искривления от времени, физических и геометрических параметров задачи. Устойчивому состоянию плоской формы поверхности пленки отвечают те значения входящих в решение задачи параметров, при которых со временем амплитуда стремится к нулю, т. е. происходит сглаживание рельефа поверхности. При невыполнении этого условия плоская форма поверхности пленки считается неустойчивой, что соответствует образованию рельефа поверхности.

Приводится анализ влияния относительной жесткости пленки и основного материала, поверхностной и объемной диффузии, а также поверхностного напряжения на критическое значение длины волны возмущения, при котором происходит потеря устойчивости плоской формы поверхности пленки.

ВОЗНИКНОВЕНИЕ ОБЛАСТИ ДИНАМИЧЕСКОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПРИ ДВИЖЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ С ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ

Малашенко В. В.

*Донецкий национальный технический университет
Донецкий физико-технический институт НАН Украины
malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua*

Точечные дефекты (вакансии, примеси, междоузельные атомы и т.д.) могут оказывать существенное, а и при определенных условиях и доминирующее влияние на скольжение дислокаций в динамической области, когда кинетическая энергия дислокаций превосходит энергию ее взаимодействия с локальными препятствиями, т.е. их преодоление носит динамический, а не термофлуктуационный характер [1]. Одним из механизмов диссипации при таком скольжении является необратимый переход кинетической энергии поступательного движения дислокации в энергию колебаний ее элементов в плоскости скольжения [2,3]. В работе [4] исследовалось движение пары краевых дислокаций в параллельных плоскостях скольжения с учетом взаимодействия дислокаций как между собой, так и с фоновой подсистемой кристалла, содержащего хаотически распределенные точечные дефекты. Было показано, что в этом случае при определенных условиях зависимость силы торможения дислокации от скорости дислокационного скольжения может иметь два экстремума – минимум и максимум, между которыми находится область неустойчивого движения: сила торможения дислокации точечными дефектами в этой области обратно пропорциональна скорости дислокационного скольжения. Однако при движении одиночной дислокации в поле точечных дефектов также возможно возникновение подобной области, если реализуются условия для возникновения коллективного взаимодействия дефектов с движущейся краевой дислокацией. В этом случае область динамической неустойчивости определяется неравенствами

$$c(n_0\varepsilon^2)^{1/3} < v < 2\pi\varepsilon\sqrt{\frac{(1-\gamma)n_0\mu Rc}{3B}}. \quad (1)$$

Здесь B – константа демпфирования, обусловленная фоновыми, магннными, электронными либо иными механизмами диссипации, характеризующимися линейной зависимостью силы торможения дислокации от скорости ее скольжения, c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, σ_{xy} – компонента тензора напряжений, создаваемых дефектами на линии дислокации, R – радиус дефекта, ε – параметр несоответствия, μ – модуль сдвига, γ – коэффициент Пуассона, n_0 – безразмерная концентрация точечных дефектов. При понижении температуры верхняя граница исследуемой области смещается в сторону более высоких скоростей, нижняя практически не зависит от температуры.

1. В.И. Альшиц, В.Л. Инденбом. УФН **115**, 1, 1(1975).
2. V.V. Malashenko, V.L. Sobolev, B.I. Khudik. Phys. Stat. Sol. (b). **143**, 2, 425(1987).
3. В.В. Малашенко. ФТТ **29**, 5, 1614(1987).
4. В.В. Малашенко. ФТТ **48**, 3, 433(2006).

СТРУКТУРА, СУБСТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Ti–Zr–Ni КВАЗИКРИСТАЛЛОВ

Ажажа В. М., Пугачёв А. Т.*, Малыхин С. В.*, Дуб С. Н.**

Национальный технический университет
«Харьковский политехнический институт», Харьков, Украина,
malykhin@kpi.kharkov.ua

* Институт сверхтвёрдых материалов им.В.Н.Бакуля НАНУ,
Киев, Украина, sergey_dub@ukrpost.net

В работе изучается взаимосвязь особенностей структуры и механических свойств Ti–Zr–Ni квазикристаллов, составляющих один из классов стабильных икосаэдрических квазикристаллов (QCs). Эти QCs рассматривают в качестве перспективных для упрочняющих, жаростойких и радиационно-стойких покрытий.

Объекты исследования в виде лент состава Ti_{41,5}Zr_{41,5}Ni₁₇ толщиной 20–80 мкм получали способом скоростной односторонней закалки на быстровращающемся медном водоохлаждаемом барабане. Линейная скорость на поверхности барабана V варьировалась от 10 до 25 м·с⁻¹. Структуру, субструктуру и напряжённое состояние образцов исследовали методом рентгеновской дифрактометрии. Нанотвёрдость и модуль нормальной упругости определяли методом наноиндентирования при динамическом нагружении на установке Nano Indenter-II, MTS Systems Corporation, Oak Ridge, TN, USA с использованием трёхгранного индентора Берковича. Точность измерения глубины отпечатка составляла ±0,04 нм, а нагрузки на индентор ±75 нН. Для каждого образца производили испытания, как минимум, в пяти точках, а отпечатки наносились на расстоянии 30 мкм друг от друга. При этом также анализировали характер деформирования QCs. Зеренную структуру изучали с помощью растровой электронной микроскопии с микрозондовым анализом распределения элементов. Исследование проводили с противоположных поверхностей лент и в поперечном сечении.

Результаты рентгеновской дифрактометрии свидетельствуют, что в образцах, полученных при скорости $V = 19,5$ и 25 м·с⁻¹, единственной фазой является поликристаллическая икосаэдрическая фаза с параметром квазикристалличности a_q от 0,5200 до 0,5222 нм. При понижении скорости до 10 м·с⁻¹ появляется незначительная добавка 1/1 кристаллического аппроксиманта (W -фазы). Установлено, что в образцах действуют остаточные макронапряжения, неоднородно изменяющиеся и уравнивающиеся по сечению. Со стороны, контактировавшей с барабаном, действуют сжимающие напряжения, а со свободной стороны – растягивающие. Напряжения не превышают 100 МПа. Также неоднородно по сечению образцов изменяются параметр квазикристалличности, величина микродеформаций, размер областей когерентного рассеяния и размер зерен. Соответственно с этим, в сечении образцов наблюдается неоднородность нано- и микротвёрдости, а также модуля Юнга. Отмечается корреляция в изменениях измеряемых параметров. Характер распределения напряжений по глубине, а также степень неоднородности структуры и физико-механических свойств определяется скоростью вращения закалочного барабана. Определение модуля Юнга в разных зернах поликристалла по поверхности лент позволяет сделать заключение об его изотропности в икосаэдрической фазе.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА КОНТАКТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Котенева Н. В., Перфильева А. Д.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул
sopromat116@mail.ru

Актуальность проблемы исследования и контроля физико-механических свойств материалов в поверхностных слоях обусловлена тем, что с контактным взаимодействием и контактной деформацией связаны не только почти все современные методы обработки, упрочнения и соединения материалов, но и служебные свойства материалов в условиях трения.

В настоящее время теория контактных задач достигла значительного совершенства, однако вследствие математических трудностей, возникающих при применении современных методов к решению конкретных задач, возникает некоторый разрыв между теорией и практическим применением этих решений. В работе предлагается численно-аналитический метод решения задач механики контактных взаимодействий упругопластических тел при динамическом нагружении.

Полное сближение в упругопластическом контакте жесткой сферы с упругопластическим полупространством состоит из двух слагаемых, остаточного сближения h , равного глубине остаточного отпечатка, и упругого сближения δ_y , исчезающего со снятием нагрузки вследствие упругого восстановления контртела. Таким образом,

$$\delta = h + \delta_y = \alpha P + \beta (\gamma P)^{\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

$h = \frac{P}{2\pi RH}$ – остаточное сближение [1]; H – предельная твердость материала; R – радиус сферы; P – сила поджатия; $\delta_y = k^{\frac{3}{2}} (P\pi RH)^{\frac{1}{2}}$ – упругое сближение; k – упругая постоянная [2].

Одним из важнейших разделов механики является теория колебаний. Её роль в современной технике все время возрастает. При проектировании двигателей, машин и механизмов, мостов и других сооружений всегда производятся расчеты на колебания. Это объясняется увеличением скоростей движущихся частей современных машин. Уравнение движения рассматриваемой в работе модели имеет вид:

$$\frac{d^2 \delta}{dt^2} m + P(\delta) = F \sin \omega t. \quad (2)$$

Решая дифференциальное уравнение (2), с учетом формулы (1) можно расчетным путем определить максимальную силу удара, максимальное полное, остаточное и упругое сближения в контакте, а также продолжительность активной стадии соударения t^* при варьировании различных параметров (начальной скорости, твердости материала контртела, диаметра сферы и т.д.).

Предлагаемая теоретическая модель расчета может быть использована не только для контакта жесткой сферы с упругопластическим полупространством, но и для более широкого спектра контактных взаимодействий.

1. Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидягин Ю.И. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. – М.: Машиностроение, 1986. – 220 с.
2. Тимошенко С.П., Гурьер Дж. Теория упругости. – М.: Наука, 1975. – 567 с.

СОПРЯЖЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ, РАСТУЩИХ В АМОРФНЫХ ЛАЗЕРНЫХ КОНДЕНСАТАХ Cr–O И V–O ПРИ ОТЖИГЕ

Багмут А. Г., Григоров С. Н., Жучков В. А., Колосов В. Ю.*,
Косевич В. М., Николайчук Г. П.

Национальный технический университет “ХПИ”,

bagmut@kpi.kharkov.ua

* Уральский государственный экономический университет, Екатеринбург,

vladkol@relay.usue.ru

Методами электронографии и просвечивающей электронной микроскопии (с использованием методики “in situ”) исследованы морфологические формы роста и ориентационные соотношения между нанокристаллами, растущими в аморфных пленках Cr_2O_3 и V_2O_3 при отжиге электронным лучом. Пленки получали импульсным лазерным распылением мишеней Cr и V в атмосфере кислорода.

Установлено, что на начальной стадии превращения образуются кристаллы трех основных морфологических типов. Это кристаллы округлой формы, у которых плоскости базиса (001) параллельны поверхности пленки. У ленточных и у серповидных кристаллов могут различные кристаллографические плоскости быть параллельными поверхности пленки. Как правило, в аморфной матрице гомогенно зарождаются ленточные кристаллы. Серповидные кристаллы образуются в процессе роста и деформации ленточных кристаллов. Кристаллы округлой формы могут образовываться как в свободном состоянии (гомогенно), так и в связанном состоянии (гетерогенно) – на боковой поверхности ленточных или серповидных кристаллов.

Результаты исследований четырех типичных вариантов сопряжения ленточных нанокристаллов и нанокристаллов округлой формы сведены в таблицу. На заключительной стадии превращения основная масса кристаллической фазы представлена кристаллами округлой формы. В этом случае поверхностная энергия границы раздела кристалл – вакуум достигает минимума, поскольку представлена плоскостями (0 0 1) Cr_2O_3 с наименьшими индексами Миллера.

Основные типы сопряжения между нанокристаллами Cr_2O_3

№	Морфологический тип кристалла					Ось поворота	Угол поворота β (°)	Сопрягающиеся плоскости (перпендикулярные плоскости пленки)	
	Ленточный (1)			Округлый (2)					
	[uvw] _↑	(hkl)	[uvw] _↔	[uvw] _↑	(hkl)				
1	[121]	(015)	[100]	[001]	(001)	[100] _{1,2}	32,3	(01 $\bar{2}$) ₁	(010) ₂
2	[$\bar{1}$ 10]	($\bar{1}$ 10)	[110]	[001]	(001)	[110] _{1,2}	90	(001) ₁	($\bar{1}$ 10) ₂
3	[$\bar{6}$ 61]	($\bar{6}$ 65)	[1 $\bar{1}$ 12]	[001]	(001)	[1 $\bar{1}$ 12] ₁	75,2	(110) ₁	(010) ₂
4	[001]	(001)	[110]	[001]	(001)	[110] _{1,2}	0; 180	($\bar{1}$ 10) ₁	($\bar{1}$ 10) ₂

Примечание: $[uvw]_{\uparrow}$ – индексы оси зоны; $(hkl)_{\parallel}$ – индексы кристаллических плоскостей, параллельных поверхности пленки; $[uvw]_{\leftrightarrow}$ – индексы направления, параллельного длинной оси ленточного кристалла.

Ориентационные соотношения.
Строка 1 – $(015)_1[100]_1 \parallel (001)_2[100]_2$.
Строка 2 – $(\bar{1}10)_1[110]_1 \parallel (001)_2[110]_2$.
Строка 3 – $(\bar{6}65)_1[1\bar{1}12]_1 \parallel (001)_2[\bar{2}10]_2$.
Строка 4 – $(001)_1[110]_1 \parallel (001)_2[110]_2$.

Работа выполнена при финансовой поддержке INTAS (грант № 00-100).

СТРУКТУРА И ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИНК–АЛЮМИНИЙ

Агапов А. И., Кондратов В. М., Скворцов А. И., Шишкин В. М.

*Вятский государственный университет,
kondratov@vgu.ru*

Сплавы цинк-алюминий монотектоидного типа относятся к сверхпластичным. Известно, что сверхпластичность связана с мелкозернистостью [1, 2].

Цель работы – изучение связи зеренной структуры с внутренним трением и другими свойствами в сплавах цинк–алюминий при изменении состава в широком диапазоне.

Зеренную структуру изучали методом просвечивания фольг на электронном микроскопе ЭММА-2. Амплитудную зависимость внутреннего трения изучали методом затухающих крутильных колебаний. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-3М в Со–излучении.

Анализ результатов исследований показал следующее.

1. Величина зерна в сплавах цинк–алюминий в зависимости от способа обработки может изменяться в широком диапазоне: от 20 нм до микронных размеров.

2. Закаленное состояние сплавов характеризуется тем, что увеличение содержания алюминия в сплаве (от 23 до 63 %) сопровождается уменьшением размера зерна, увеличением предела текучести, твердости. Низкоамплитудное внутреннее трение при этом ослабляется.

3. Увеличение степени пластической деформации сплавов цинк–алюминий при термомеханической обработке (гидроэкструзии при 320–350 °С с последующим охлаждением в воде) сопровождается в большинстве случаев увеличением дисперсности структурных составляющих и усилением низкоамплитудного внутреннего трения.

При анализе зависимости внутреннего трения и других свойств от структуры наряду с дисперсностью структурных составляющих необходимо также учитывать содержание остаточной при комнатной температуре α' -фазы, соотношение количества α - и β -фаз, степень тетрагональности β -фазы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 06-03-93354)

1. Бочвар А.А., Сви́дерская З.А. Явление сверхпластичности в сплавах цинка с алюминием // Известия АН СССР, ОТН. 1945. № 9. С. 821-824.
2. Кайбышев О.А. Сверхпластичность металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1975. 280 с.

ОБРАТИМАЯ ВЯЗКОУПРУГАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА

Ляхов С. А., Хоник В. А.

Воронежский государственный педагогический университет.

lsa@vspuac.ru

Принято считать, что структурная релаксация (СР) ведет, главным образом, к необратимому изменению всех свойств металлических стекол. Особенно это касается основной кинетической характеристики пластического течения – сдвиговой вязкости, которая может возрасти на несколько порядков в результате СР. Потеря способности к пластическому течению ведет к охрупчиванию и ухудшению механических свойств металлических стекол, что сильно ограничивает область их применения. Однако в литературе описаны эксперименты, указывающие на возможность частичного, или даже полного, восстановления энтальпии, модуля сдвига и деформации до разрушения в результате высокотемпературной термообработки. На основании этих фактов можно предположить, что вязкоупругие свойства металлических стекол, такие как вязкоупругая деформация, могут быть также восстановлены путем высокотемпературной термообработки. В литературе отсутствует какая-либо информация по этому вопросу. Поэтому целью настоящей работы стало изучение возможности восстановления вязкоупругой деформации на примере модельного металлического стекла

Была произведена серия экспериментов по измерению изотермической ползучести ленточного металлического стекла $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ при 530 К в исходном состоянии, после многократных нагружений при той же температуре (проводимых с целью уменьшения скорости СР и, соответственно, уменьшению деформации ползучести), а также после кратковременных отжигов в окрестности интервала стеклования. Установлено, что СР приводит к снижению вязкоупругой деформации ползучести за фиксированное время примерно на порядок, а отжиг в окрестности интервала стеклования может приводить к восстановлению вязкоупругой деформации до уровня 30–50% от величины вязкоупругой деформации в исходном (свежезакаленном) состоянии металлического стекла. Соответственно, наблюдаются значительные обратимые изменения сдвиговой вязкости. Обсуждается возможный механизм восстановления.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ КОНДЕНСАТОВ БОРИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ С КОНЦЕНТРАЦИОННО-СТРУКТУРНЫМ УПОРЯДОЧЕНИЕМ

Соболь О. В., Дуб С. Н.*

Национальный технический университет «ХПИ», Харьков, Украина

sool@kpi.kharkov.ua

**Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, Киев, Украина*

lz@ism.kiev.ua

Одним из наиболее перспективных направлений получения высокотвердых и в то же время достаточно пластичных материалов является ионно-плазменная конденса-

ция нанокристаллических покрытий твердых растворов фаз внедрения переходных металлов. Для получения высоких механических характеристик в таких покрытиях используется эффект термически-стимулированного расслоения твердого раствора по типу спинодального распада, сопровождающегося концентрационно-структурным упорядочением [1]. Следует отметить, что температура, при которой происходит упорядочение, является относительно низкой, что позволяет производить необходимую для этого термообработку покрытий, как во время, так и после их нанесения на большинство типов используемых в настоящее время подложек. Одними из первых изученных в этом направлении систем были: Ti–Al–N, Ti–B–N, Ti–Si–N, TiN– β –WC_{1-x}. Твердость покрытий, полученных на основе этих систем, достигала 35–40 ГПа, что, например, более чем в 1,5 раза превышает твердость нанокристаллических ионно-плазменных TiN конденсатов. Используя в качестве базовой систему Me–Si–N, где Me – переходной металл (W, V), в последние годы удалось получить материалы с воспроизводимой твердостью, превышающей 50 ГПа, достичь которую ранее было возможно только на материалах из нитрида бора и алмаза в массивном состоянии.

Если в основу выбора систем для получения сверхтвердых покрытий положить силу связи металл–неметалл, то с этих позиций выбор нитридных систем не является оптимальным. Значительно более перспективным является использование боридных систем, основным недостатком которых в массивном состоянии является их относительно высокая хрупкость. При этом термическая стабильность их функциональных характеристик в нанокристаллическом состоянии должна быть выше, чем для нитридных или нитридосилицидных систем, которые хотя и позволяют достигнуть сверхтвердого состояния, однако такое состояние является зачастую нестабильным и величина твердости может с течением времени уменьшиться в несколько раз даже при комнатной температуре [1].

Исследование структуры и механических характеристик покрытий квазибинарной боридной системы W₂B₅–TiB₂ показало, что для биструктурного «аморфно (кластерно) – нанокристаллического» состояния (W,Ti)₂B₂ твердого раствора характерна твердость в диапазоне 25–39 ГПа. Пластические свойства покрытий, оцениваемые из соотношения H/E , имели значения 0,10–0,14 [2], что является недостижимо высокой величиной для материалов в массивном макрокристаллическом состоянии. Определено, что наиболее чувствительной к концентрационно-структурному упорядочению (критическая температура 700 °C) характеристикой является модуль упругости, значение которого в результате упорядочения повышается более чем на 10%.

Полученные результаты хорошо описываются с позиции развиваемой в работе модели дисперсно-упрочненного биструктурного (аморфно (кластерно) - нанокристаллического) состояния.

1. А.П. Шпак, О.І. Наконечна, Ю.А. Куницький, О.В. Соболев Механічні властивості покриттів на основі титану, ІМФ НАНУ, Київ (2005) -84 с.
2. O.V. Sobol', S.N. Dub, O.N. Grigorjev, A.A.Podtelezchnikov, A.N. Stetsenko. Functional materials.- 13, (№1), 105-112 (2006).

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В АТОМНО-ПРОСТРАНСТВЕННОМ МАСШТАБЕ

Ивченко В. А.

Институт электрофизики Уральское Отделение РАН, Екатеринбург,
ivchenko@iep.uran.ru

Нанокристаллические материалы, полученные различными способами, обладают необычными физическими и механическими свойствами. Однако, в ряде случаев применение многих традиционных структурных высокочувствительных методов исследования (рентгеноструктурного анализа, трансмиссионной и сканирующей электронной микроскопии и др.) оказывается недостаточным для выяснения морфологии, строения поверхностей раздела, микроструктурных особенностей и, особенно, состава наночастиц в ультра дисперсных нанокристаллических веществах.

В докладе представлены результаты оригинальных исследований изменений атомно-пространственной структуры интерфейсов твердых тел после влияния сильных воздействий (радиационного, интенсивных пластических деформаций, механического сплавления), выполненные с помощью методов полевой ионной микроскопии и атомных зондов полевого ионного микроскопа, времяпролетного (АЗПИМ) и томографического (ТАЗ).

Цель работы заключалась не только в сопоставлении параметров вышеуказанных планарных интерфейсов на атомном уровне (имеются в виду ширина граничной области, строение дефектов и т.д.), но и в анализе вида того воздействия, который вызвал появление именно таких нарушений кристаллической решетки материала.

Для прецизионного изучения атомно-пространственного строения планарных дефектов использовались методы полевой ионной микроскопии и атомного зонда полевого ионного микроскопа.

Потенциальные возможности ПИМ позволяют исследовать реальное строение кристаллической решетки твердых растворов на уровне отдельных атомов, работать с атомно-чистой поверхностью при криогенных температурах и в то же время анализировать атомную структуру объекта в объеме путем управляемого последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем. Привлечение ТАЗ для изучения строения дефектов обусловлено тем, что с его помощью можно не только идентифицировать атомы разных элементов в структуре материала (имеются в виду многофазные системы), но и реконструировать объем объекта исследования с атомно-пространственным разрешением. ТАЗ позволяет реконструировать элементное распределение атомов изучаемого объекта в объеме $15 \times 15 \times L \text{ нм}^3$ в процессе последовательного полевого испарения одного атома за другим с поверхности образца, причем параметр L может достигать микронных размеров.

В результате изучения атомного строения планарных дефектов в металлическом W, поликристаллическом Ni марки (НО), Cu, Ir и Pt, полученных после различных интенсивных внешних воздействий, и механически сплавленном $\text{Cu}_{80}\text{Co}_{20}$, методами ПИМ, АЗПИМ и ТАЗ, установлена различная структура их граничной области. Показано, что природа их атомного строения непосредственно зависит от типа внешнего воздействия и определяет, в конечном счете, физико-механические свойства материалов.

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ОБЪЕМАХ ИОННО-ИМПЛАНТИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ

Ивченко В. А., Попова Е. В., Овчинников В. В.

Институт электрофизики Уральское Отделение РАН, Екатеринбург,
ivchenko@iep.uran.ru

Приведены результаты изучения приповерхностных объемов ионно-имплантированной Pt ускоренными пучками ионов Ag^+ методами полевой ионной микроскопии (ПИМ). Обнаружено, что с увеличением флюенса воздействие на материал возрастает настолько, что приповерхностный объем металла (не менее 15–20 нм по глубине образца от облученной поверхности) переходит в состояние, которое по ряду наиболее существенных признаков может быть охарактеризовано как наноструктурное.

Экспериментально установить подобный эффект удалось, благодаря использованию возможностей метода ПИМ, позволяющего проводить прецизионное изучение детальных изменений, происходящих в приповерхностных атомных слоях кристаллической решетки металлов и сплавов с одновременной визуализацией атомно-чистой поверхности в атомном масштабе. В тоже время, используя механизм полевого испарения, удастся анализировать состояние кристаллической структуры образца в объеме путем управляемого контролируемого удаления поверхностных атомов электрическим полем при криогенных температурах.

Аттестованные для ионной имплантации полевые эмиттеры имели атомно-гладкую поверхность вершины, близкую к полусферической, приготовленную *in situ* полевым испарением поверхностных атомов.

Облучение игольчатых образцов, предварительно аттестованных в полевом ионном микроскопе, проводилось ускоренными до 30 кэВ пучками газовых ионов (Ar^+), дозами (D) – 10^{14} , $10^{16} - 10^{17}$ ион/см² при плотностях ионного тока $j = 70$ ($T = 70$ °С), 150 ($T = 70$ °С), и 200 мкА/см² ($T = 200$ °С), соответственно. Имплантированные образцы-острия вновь помещали в ПИМ и, регистрируя фото- или видеокамерой полевые ионные микрокартины поверхности при контролируемом удалении атомных слоев, анализировали изменения структурных состояний металла в объеме.

Наноструктуризация платины в приповерхностном объеме была обнаружена только при $D = 10^{17}$ ион/см². Причем состояние металла отличалось от ранее изученных авторами наноструктурных металлических объектов методами ПИМ и томографического атомного зонда полевого ионного микроскопа, полученных после сильных пластических деформаций и механического сплавления [1-4].

1. V.A.Ivchenko, N.Wanderka, U.Czubayko, V.Naundorf, A.Ye.Ermakov, M.A.Uimin and H.Wollenberg. Mater. Sci. Forum 343/346 (2000) 709-714.
2. Р.Р. Мулюков, Ю.М. Юмагузин, В.А. Ивченко, Л.Р. Зубаиров. Письма в ЖЭТФ, 72 (2000) вып. 5, с. 377-381.
3. U. Czubayko, N. Wanderka, V. Naundorf, V.A. Ivchenko, A.Ye. Yermakov, M.A. Uimin, H. Wollenberg. Mater. Sci. & Eng., A327 (2002) 54-58.
4. В.А. Ивченко, Б.М. Эфрос, Е.В. Попова, Н.Б. Эфрос, Л.В. Лоладзе. ФТВД, (2003), Т.13, № 3, с.109-116.

СТОХАСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСКРЫТИЯ ФАЗ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗРУШЕНИИ

Васильев П. В.

БелГУ, Белгород
vassiliev@bsu.edu.ru

Задача прогнозирования спектров раскрытия структурных фаз природных и синтезированных поликристаллических материалов в процессах их дезинтеграции является весьма важной для управления качеством продукции горно-обогатительных и горно-металлургических комбинатов [1]. Структурно-текстурные характеристики исходного сырья во многом определяют технологические свойства получаемых тонкодисперсных материалов.

В работе рассматриваются вопросы компьютерного моделирования совместного процесса сокращения крупности частиц и раскрытия зерен минералов при фрагментации, дроблении и измельчении композитных структур [2]. Для построения имитационной модели пространственных микроструктур используются методы стохастической геометрии [3], составляющие основу ряда методов построения трехмерных микроструктур роста кристаллов [4]. В развиваемом подходе предложены эффективные алгоритмы заполнения пространства модели кристаллами заданного состава и ориентации путём стохастической генерации центров роста зерен по методу Монте-Карло с последующим формированием сети тетраэдров Делоне и диаграмм полиэдров Вороного.

Моделирование разупрочнения и дезинтеграции виртуальной микроструктуры выполняется для вариантов случайного, межфазного, интеркристаллитного и избирательного характера расположения сетки трещин разрушения. В отличие от подхода, реализованного в работе [5], вероятность возникновения точечных дефектов и распространения дислокаций задается интенсивностью Пуассоновского процесса случайных точек, прямых и плоскостей. Это позволяет определить фактическое влияние различных технологий разупрочнения межфазных контактов на потенциальную степень раскрытия той или иной полезной фазы поликристаллической руды (например, для минералов железа, цветных металлов, алмазов и т.д.). Контроль состава включений и межфазных границ срастания зерен требует применения современных автоматических анализаторов изображений, электронно-микроскопического, лазерно-эмиссионного и других методов анализа проб [6]. При этом необходима стереологическая коррекция [7] объёмно-качественных распределений частиц QEM/SEM данных для сопоставления с результатами моделирования.

На базе предложенных алгоритмов стохастического моделирования и разрушения микроструктур разработан модуль Minliber, включенный в состав интегрированной программной системы [8]. Перспективными объектами исследований являются руды твёрдых полезных ископаемых с тонковрапленными ценными минералами для обоснования их технологической классификации по сортам.

1. Ревнивцев В.И., Гапонов Г.В., Зарогатский Л.П. и др. Селективное разрушение минералов. / М.:Недра. -1988. - 285с.
2. Barbary G. Mineral Liberation. Les Editions GB, Quebec. Canada, 1991, 210p.
3. Амбарцумян Р.В., Мекке Й., Штойян Д. Введение в стохастическую геометрию./ М.:Наука. -1989. - 400с.
4. Holm, Elizabeth A., and Battaile, Corbett C. The Computer Simulation of Microstructural Evolution . JOM, 53 (9) 2001, pp.20-23.

5. Iesulauro E., Heber, G., Wawrzynek, P. A., and Ingraffea A. R. Modeling of 3D Metallic Polycrystals and Simulation of Crack. Cornell University, Ithaca, New York, 2002.
6. Dehoff R.T. Probes, Populations, Samples, Measurements and Relations in Stereology. Image Anal. Stereol. 2000, vol.19, pp.1-8.
7. Gay S.L., Keith J.M. Geometric probability based stereological corrections. ANZIAM J. vol.E, №45, 2003, pp.C618-C631.
8. Васильев П.В. Моделирование пространственных структур методами стохастической геометрии. //Научные ведомости. Белгородский Государственный Университет. Серия: Информатика, Прикладная математика и Управление. Изд. БелГУ. - Том 1, - вып.2, - 2006. - С.46-58.

СТРУКТУРА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА

Шаркеев Ю. П., Данилов В. И., Ерошенко А. Ю., Братчиков А. Д., Легостаева Е. В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
sharkeev@ispms.tsc.ru*

Биологически совместимый титан и его сплавы являются одними из наиболее перспективных материалов для медицинского использования. Однако применение чистого титана сдерживается недостаточным уровнем его прочностных и усталостных свойств. Указанные свойства для титана могут быть значительно улучшены путем перевода всего объема материала в ультрамелкозернистое состояние методами интенсивной пластической деформации. При этом формирование ультрамелкозернистого состояния не оказывает отрицательного влияния на биосовместимость титана.

В работе представлены результаты исследования микроструктуры, механических характеристик и закономерностей локализации пластической деформации ультрамелкозернистого титана ВТ1-0, полученного методом многократного одноосного прессования с последующей прокаткой при комнатной температуре и подвергнутого дорекристаллизационным отжигам при температурах 250 и 300 °С.

В результате многократного одноосного прессования со сменой оси деформации с последующей прокаткой и отжигами в исходных заготовках титана формируется достаточно однородная ультрамелкозернистая структура со средним характерным размером элементов зеренно-субзеренной структуры 0,06 мкм. Отжиги при 250 и 300 °С практически не меняют характер микроструктуры, но после отжига при 300 °С начинают проявляться процессы рекристаллизации. При этом характерный размер элементов структуры незначительно увеличивается (до 0,1 мкм). Сформированная структура обеспечивает высокую микротвердость ($H_{\mu} = 3300$ МПа) и прочность ($\sigma_{0,2} = 1100$ МПа, $\sigma_B = 1160$ МПа), а также удовлетворительную пластичность (до $e \approx 0,06$) при одноосном растяжении титановых заготовок. По вышеперечисленным характеристикам ультрамелкозернистый титан практически не уступает титановым сплавам медицинского назначения, например, ВТ6 и ВТ16.

Кривая «напряжение течения – относительная деформация» содержит две стадии пластического течения. Стадия с увеличивающимся коэффициентом деформационного упрочнения сменяется стадией с понижающимся коэффициентом. На стадии с падающим коэффициентом накапливается общая деформация, которая соизмерима с деформацией на восходящей части кривой. Разрушение образца реализуется только после

достижения деформации образца, равной 0,06. Анализ стадийности диаграммы деформации показал, что восходящая ветвь деформационной кривой состоит из Тейлоровской стадии с показателем деформационного упрочнения $\approx 1/2$, а также участка, где показатель параболичности меньше $1/2$. Этот участок совместно с участком медленного спада условных напряжений можно рассматривать как стадию предразрушения, которая охватывает интервал деформаций $0,0045 < e \leq 0,0535$. После образования макроскопической стационарной шейки разрушения отличная от нуля локализованная деформация может происходить и в остальной части образца. По-видимому, это одна из особенностей ультрамелкозернистого состояния.

Таким образом, ультрамелкозернистый титан обладает скрытым запасом пластичности, который проявляется после наступления макроскопической потери устойчивости пластического течения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН «Фундаментальные науки - медицине», РФФИ-БФФИ, грант № 04-02-81038 Bel2004a; РФФИ грант № 05-08-18248 2005a.

О НЕУСТОЙЧИВОСТИ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В РАМКАХ ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИИ НЕУПРУГОСТИ ДЛЯ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

Иванов Б. Ф., Кадашевич Ю. И., Помыткин С. П.

*Санкт-Петербургский государственный технологический
университет растительных полимеров
sp@pom.usr.pu.ru*

Экспериментальные факты немонотонного поведения кривых связи напряжений и деформаций при монотонном нагружении давно известны в литературе. Отметим работы Портевена, ЛеШателье, Савара, Масона, Монтелье. Однако теоретически единого удовлетворительного описания эти наблюдения не находят.

Авторы на основе обобщенной эндохронной теории неупругости для конечных деформаций, предложенной в [1], показывают, как эти явления можно теоретически объяснить с единых позиций. Наличие в определяющих уравнениях специального параметра, который равен нулю в классическом варианте эндохронной теории неупругости, позволяет эффективно описывать широкий класс как монотонных, так и немонотонных кривых деформирования при простом и сложном нагружении. Приводятся примеры, иллюстрирующие возможности подхода.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 05-01-00169).

1. Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П. Анализ сложного нагружения при конечных деформациях по эндохронной теории неупругости // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Москва: КМК, 1998. Вып.59. С.72-76.

МИКРОПОРЫ В УПРУГОЙ ПОЛУПЛОСКОСТИ

Пронина Ю. Г.

Санкт-Петербургский государственный университет

DearJuly@gmail.com

В теории упругости введено понятие центра сжатия как совокупности трех диполей одинаковой интенсивности по трем взаимно перпендикулярным направлениям [1]. Под диполем понимается пара противоположно направленных сил равной величины, действующих вдоль линии их приложения при стремлении точек их приложения к общему центру. По аналогии с трехмерным случаем определим плоский центр сжатия как совокупность двух взаимно перпендикулярных диполей одинаковой интенсивности. Напряженное состояние, вызываемое центром сжатия в упругой плоскости, реализуется в бесконечной пластине с круговым отверстием, граница которого нагружена равномерными нормальными усилиями q . С практической точки зрения наиболее интересна интерпретация центра сжатия именно как микропоры. Если пластина подвержена всестороннему растяжению (сжатию) величины p , интенсивность Q центра сжатия находится по формуле

$$Q = (q - p)2\pi R^2,$$

где R – радиус поры.

Все расчеты выполнены в терминах комплексных потенциалов Колосова-Мусхелишвили, посредством которых вычисляются поля напряжений и перемещений. Функции Колосова для микропоры (центра сжатия), расположенной в точке z_0 полуплоскости найдены с использованием аппарата интегралов типа Коши [2] и имеют вид

$$\Phi(z) = -\frac{Q}{2\pi} \frac{1}{(z - \bar{z}_0)^2}, \quad \Psi(z) = \frac{Q}{2\pi} \left[\frac{1}{(z - z_0)^2} + \frac{1}{(z - \bar{z}_0)^2} - \frac{2z}{(z - \bar{z}_0)^3} \right].$$

С помощью формул суммирования рядов получены выражения для периодических систем микропор. Показано, что с уменьшением периода системы напряжения вблизи микропор существенно возрастают, в то время как на достаточном удалении от них – уменьшаются. Исследовано влияние свободной и закрепленной кромки на распределение напряжений и перемещения в полуплоскости с указанными особенностями. Отношение окружных напряжений в окрестности микропоры в полуплоскости к аналогичным величинам в бесконечной плоскости возрастает по мере приближения к свободной границе и достигает там своего максимального значения $K = 4$.

Установлены причины зависимости и независимости решений от упругих констант материала. Определены геометрические параметры задач, когда центры сжатия можно трактовать как поры под действием равномерного давления.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 05-01-00274, № 06-01-00171).

1. Ляв А. Математическая теория упругости. М. –Л.: ОНТИ, 1935. 674 с.
2. Даль Ю.М., Пронина Ю.Г. Сосредоточенные силы и моменты у границы упругой полуплоскости // МТТ. 1998. № 5. С. 78–87.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э-125

**Ажажа В. М., Великодний А. Н., Тихоновский М. А., Толмачев И. Д.,
Андриевская Н. Ф., Пикалов А. И., Малыхин Д. Г., Выюгов П. Н.**

*Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ,
Харьков, Украина,
tikhonovsky@kipt.kharkov.ua*

Сплавы системы Zr–Nb широко используются как конструкционные материалы в ядерной энергетике. Для улучшения технико-экономических характеристик существующих ядерных энергетических установок необходимо совершенствование свойств используемых материалов. В последние годы широко исследуются новые способы улучшения свойств материалов, связанные с формированием в материалах ультрамелкодисперсной структуры. Одним из способов измельчения структуры материалов является интенсивная пластическая деформация (ИПД).

Целью данной работы было изучение влияния ИПД на структуру, физические и физико-механические свойства сплава Э-125 (номинальный состав сплава Zr–2,5%Nb).

Для измельчения структуры материала применялся метод монотонной пластической деформации волочением. Кроме того, на отдельных образцах были проведены предварительная немонотонная деформация циклами осадки-выдавливания и монотонная ИПД в сочетании с термообработкой. На полученных образцах выполнялись исследования микроструктуры, относительного электросопротивления, термоЭДС, а также проводились измерения микротвердости, механические испытания на разрыв и рентгеновский фазовый анализ.

В результате проведенных исследований было установлено:

1. Фазовый состав, физические свойства и деформационное поведение материала существенным образом зависят от предварительной обработки (монотонной и немонотонной пластической деформации, термообработки).

2. Монотонная пластическая деформация в сочетании с программированной термообработкой приводит к формированию в сплаве Э-125 ориентированной вдоль направления волочения наноструктуры с характерным поперечным размером зерна ~70 нм.

3. Предварительно сформированная наноструктура обеспечивает материалу высокую технологическую пластичность и позволяет провести монотонную деформацию до величины 99,6%.

4. Предел прочности полученного материала составил 1700 МПа, что более чем втрое превышает аналогичное значение для данного сплава в обычном состоянии. Микротвердость материала возрастает до 3500 МПа, не обнаруживая тенденции к выходу на насыщение.

5. Зависимости термоЭДС и относительного электросопротивления от степени деформации имеют подобный вид, характерной особенностью которого является стадийность. Стадийность в поведении электрофизических характеристик обнаруживает корреляции с изменением механических свойств.

Обсуждаются процессы, происходящие в сплаве Э-125 при ИПД и термообработке.

МОНИТОРИНГ КИНЕТИКИ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ В МАССИВНОМ И ЛЕНТОЧНОМ СОСТОЯНИЯХ ПОСРЕДСТВОМ ИЗМЕРЕНИЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ

Хоник С. В., Свиридов В. В.

Воронежский Государственный Педагогический Университет
skhonik@mail.ru

Структурная релаксация металлических стекол является масштабным явлением, непосредственно влияющим на все физические свойства и, в том числе, на кинетику пластического формоизменения. Природа и механизмы реализации этого явления остаются во многом непонятыми, что определяет необходимость его дальнейшего изучения. В настоящей работе проведен детальный мониторинг кинетики структурной релаксации путем прецизионных измерений электросопротивления. В качестве объекта исследований было выбрано модельное стекло $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$, полученное в массивном (скорость закалки 10^2 К/с) и ленточном (скорость закалки 10^6 К/с) состояниях. Плотность в этих состояниях отличается примерно на 0,4%, что определяет огромную разницу в исходных величинах избыточного свободного объема.

Измерения электросопротивления проводились в условиях циклических нагревов-охлаждений при последовательно повышающихся максимальных температурах нагрева. Установлено наличие трех релаксационных процессов, приводящих к: а) понижению электросопротивления при низкотемпературном отжиге (до 400 К), б) повышению электросопротивления (при нагревах до 550 К) и в) повторному повышению электросопротивления при нагревах выше температуры стеклования (около 570 К). Столь сложная кинетика изменений электросопротивления в металлических стеклах ранее не наблюдалась. Стадия б), очевидно, связана с усадкой (уплотнением) в результате структурной релаксации, природа стадий а) и в) может быть указана лишь предположительно. Если стадия в) может быть связана со структурным упорядочением в состоянии переохлажденной (т.е. выше температуры стеклования) жидкости, то стадия а), возможно, обусловлена изменением состояний центров релаксации при низкотемпературном отжиге.

Все три указанные стадии релаксации присутствуют как в массивных, так и в ленточных образцах, но кинетика релаксации в массивных образцах выражена значительно слабее, что, очевидно, связано с меньшей исходной концентрацией избыточного свободного объема. Деформация прокаткой при комнатной температуре приводит к практически полному исчезновению стадии а) релаксации, но слабо отражается на двух остальных.

Проведенные исследования, таким образом, свидетельствуют о довольно сложном и разноплановом характере структурной релаксации в исследуемом стекле, когда наряду с простым уплотнением имеет место изменение состояний центров релаксации, могущее приводить как к росту, так и снижению электрического сопротивления.

СТРУКТУРА ПЛЕНКИ Si_3N_4 , ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ СМЕСИ ПОЛИМЕРА И SiCl_4

Козлов В. В., Кожитов Л. В.*, Крапухин В. В.*, Кондратенко Т. Т.*

Институт нефтехимического синтеза им. А.В.Топчиева РАН,

**Московский институт стали и сплавов*

Kozlov@ips.ac.ru

Керамика Si_3N_4 представляет интерес для различных применений при высокой температуре из-за высокой удельной прочности материала, термостойкости и химической стойкости в агрессивной атмосфере. В последнее время для получения Si_3N_4 используют полимеры, которые позволяют получать тонкие пленки, волокна, разрабатывать композиты, армированные керамической матрицей, имеющей сложную форму, и синтезировать керамические наночастицы, которые приведут к уменьшению пористости керамики и повышению прочности материала.

Цель работы заключалась в исследовании структуры пленки Si_3N_4 , полученной с помощью отжига смеси полиакрилонитрила и SiCl_4 , с помощью рентгеновской рефлектометрии и ИК-спектроскопии.

Смесь раствора ПАН ($M = 10\text{--}12$) $\times 10^4$ в диметилформамиде с SiCl_4 наносили на кварцевую пластину с помощью центрифуги. После выпаривания растворителя из пленки в сушильном шкафу при 90°C пластину помещали в печь "Редмет-10М". Отжиг производили в атмосфере N_2 ($P_{\text{N}_2} = 0,7$ атм) при 1300°C в течение 2 часов. Рентгеновские исследования проводили в монохроматизированном CuK_α -излучении на дифрактометре D8-Discover фирмы Bruker. ИК-спектры регистрировались на ИК-спектрометре М-80. Структуру слоя исследовали методом рентгеновской рефлектометрии (полное внешнее отражение) в диапазоне угла падения рентгеновского излучения от 0° до 1° .

В ИК-спектре в области 2245 см^{-1} при 150°C присутствует слабая полоса валентных колебаний нитрильных групп, однако интенсивность ее указывает на то, что в образце осталось не более 15% нитрильных групп от исходного ПАН. Отчетливо проявляются полосы катиона RNH_3^+ : широкая полоса $3440\text{--}3200\text{ см}^{-1}$ от валентных колебаний N-H, 1622 и 1530 см^{-1} в группе RNH_3^+ и 1232 и 1116 см^{-1} маятниковые колебания в этой группе. Наиболее характерная для RNH_3^+ полоса 2774 см^{-1} доказывает присутствие в образце катиона. Очень интенсивная полоса 1052 см^{-1} , а также полоса 456 см^{-1} относятся к колебаниям Si-O связей, при этом слабая полоса при 806 см^{-1} , относящаяся к Si-Cl связям указывает на то, что гидролиз SiCl_4 в этих условиях происходит не полностью. В области $870\text{--}880\text{ см}^{-1}$ при $T_{\text{отж.}} = 100^\circ\text{C}$ появляются две новые острые полосы, которые можно относить к связям Si-N.

В результате отжига получилась пленка с аморфной структурой. Методом рентгеновской рефлектометрии определены критические углы полного внешнего отражения $\Theta_1 = 0,237^\circ$ и $\Theta_2 = 0,258^\circ$ для этой пленки, которые указывают на содержание двух соединений в пленке. Математическая обработка этих данных с помощью программы, приложенной к дифрактометру, позволила установить, что значения плотностей для этих соединений составляют $2,65$ и $3,15\text{ г/см}^3$, соответственно, которые соответствуют SiO_2 и Si_3N_4 .

Таким образом, пленку аморфного Si_3N_4 с примесью SiO_2 можно приготовить с помощью отжига в течение 2 часов смеси ПАН и SiCl_4 при 1300°C в атмосфере азота.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Николаев В. И., Песчанская Н. Н., Смирнов Б. И., Шпейсман В. В.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург,
shpeizm.v@mail.ioffe.ru

В лаборатории физики пластичности Физико-технического института им. А.Ф. Иоффе РАН изучена деформация в области низких (до 4,2 К) температур большой группы металлов и сплавов, подвергнутых равноканальному угловому прессованию (РКУП) для формирования субмикrokристаллической структуры. Среди них металлы с разным типом кристаллической решетки: алюминий, медь, никель, имеющие решетку гранецентрированного куба (ГЦК), железо и ниобий с решеткой объемноцентрированного куба (ОЦК), титан, имеющий гексагональную плотноупакованную решетку (ГПУ), а также сплавы на основе алюминия, меди, железа, титана. Полученные результаты позволяют сделать некоторые обобщения относительно вида диаграммы растяжения или сжатия, величины предела текучести и его температурной зависимости, разрушающих напряжений, а также изменения температуры образца в результате локализованного сдвига.

Диаграммы деформации при температуре жидкого гелия имеют характерные скачки, причем их величина и число скачков до разрушения при растяжении зависят от типа кристаллической решетки, величины напряжений и деформации. Наиболее крупные скачки наблюдаются у ОЦК-металлов, а их число при растяжении мало, так что часто можно говорить о квазихрупком разрушении, когда при большой локализованной деформации разрыв происходит в момент первого скачка. Самые мелкие скачки обнаружены у меди и алюминия. Амплитуда скачков растет с ростом деформации у большинства материалов, однако если она велика уже у первых скачков, то в дальнейшем ее величина может колебаться, не показывая прямой связи с деформацией.

Температурная зависимость предела текучести субмикrokристаллических материалов принципиально не отличается от таковой для крупнокристаллических материалов. Так, слабая зависимость обнаружена у ГЦК-металлов, особенно у меди, несколько более сильная – у сплавов на их основе и алюминия. Сильная температурная зависимость предела текучести и напряжений разрушения найдена у ОЦК-металлов, титана и их сплавов. Предполагается, что вид температурной зависимости предела текучести и диаграммы деформации на стадии упрочнения определяется конкуренцией процессов движения дислокаций в зерне и границах зерен, а также двойникованием. Для некоторых аустенитных сталей процессы упрочнения при скольжении и двойниковании разделены по деформации, так что можно наблюдать два участка упрочнения с различными коэффициентами.

Максимальные напряжения при растяжении растут с понижением температуры вплоть до 4,2 К, причем для РКУП-материалов величина прочности при температуре жидкого гелия является максимальной из известных для данного материала. Величина деформации в интервале температур от гелиевой до комнатной наибольшее значение принимает при 77 К.

Измеренные температурные спектры скоростей малых неупругих деформаций коррелируют с температурной зависимостью предела текучести. Особенности спектров отражают изменение механизма деформации или соотношения между различными механизмами, дающими вклад в скорость и величину деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект N 06-08-01204-а).

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дегтярев М. В., Чашухина Т. И., Воронова Л. М.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
highpress@imp.uran.ru

В результате большой пластической деформации в различных материалах формируется структура, состоящая из элементов со средним размером от нескольких десятков до нескольких сотен нанометров. В литературе такая структура называется нанокристаллической (НК) или субмикроструктурной (СМК). Однако существенный недостаток классификации по размерному признаку заключается в том, что она не учитывает тип сформированной структуры, определяемый релаксационными процессами (такими как наклеп, динамическая рекристаллизация, сдвиговое фазовое превращение под давлением), сопровождающими деформацию на разных стадиях и зависящими от деформируемого материала и конкретных условий деформации. Противоречивые литературные данные о термической стабильности такой ультрадисперсной структуры связаны с различным ее типом, определяемым доминирующим структурообразующим релаксационным процессом.

Исследовали аустенитную сталь, медь, железо и конструкционные стали, представляющие три класса материалов, структура которых при деформации сдвигом под давлением при комнатной температуре определяется, соответственно, барическим превращением, динамической рекристаллизацией и холодным наклепом.

При наклепе (в железе и конструкционных сталях) в зависимости от степени деформации можно получить структуру, целиком образованную микроструктурными элементами (СМК структура), либо структуру смешанного типа, наряду с микроструктурными элементами содержащую некоторую долю дислокационных ячеек с малоугловыми границами. Однородная структура первого типа обладает высокой термической стабильностью до температуры начала образования аустенита. Структура второго типа уже при температуре начала рекристаллизации склонна к аномальному росту отдельных зерен.

При динамической рекристаллизации структура зависит от температуры и скорости деформации. Метод сдвига под давлением при комнатной температуре позволяет получить в меди структуру наклепа, динамической рекристаллизации и промежуточное состояние, когда происходит смена доминирующего структурообразующего процесса. Стадия наклепа не обеспечивает образование ультрадисперсной структуры в меди, поскольку наклеп требует достаточно высокой скорости деформации, реализующейся только при малых углах поворота наковальни. За динамической рекристаллизацией неизбежно следует постдинамическая рекристаллизация, приводящая к потере стабильности структуры уже при комнатной температуре. Обнаружено, что влияние постдинамической рекристаллизации наиболее сильное на промежуточной стадии. Динамический возврат снижает движущую силу постдинамической рекристаллизации.

Развитие барического превращения в аустенитной стали задерживает образование однородной СМК структуры до более высоких степеней деформации, но не оказывает влияния на ее термическую стабильность.

Высокую термическую стабильность демонстрирует структура, состоящая из однородных по типу элементов, образованная при наклепе. Барическое превращение замедляет получение такой структуры, а динамическая рекристаллизация не позволяет ей образоваться.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 04-03-96132.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Zr1Nb$ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300...770 К

Ажажа В. М., Бутенко И. Н., Вьюгов П. Н., Вьюгов Н. П.,
Карасева Е. В., Савченко В. И., Соколенко В. И.

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
Харьков, Украина
vsokol@kipt.kharkov.ua*

Изучены механические свойства сплава $Zr1Nb$ в условиях активного растяжения, особенности ползучести и активационные параметры процесса пластической деформации в интервале температур 300...770 К.

Исходный слиток сплава был получен двойной вакуумно-дуговой плавкой. Химический состав сплава удовлетворяет требованиям Технических условий на сплав Э-110. С применением вакуумной прокатки при повышенных и комнатной температурах из слитка получали полосы, из которых вырезали образцы с ориентацией вдоль и поперек направления прокатки. После отжига в вакууме при температуре 970 К в течение 20 мин средний размер зерна составлял 5...6 мкм.

Изучение механических свойств образцов (предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_B и относительного удлинения δ) осуществляли в условиях одноосного растяжения со скоростью 10^{-3} с^{-1} на вакуумной высокотемпературной установке типа 1245Р-2/2300. Исследования ползучести проводили в режиме ступенчатого нагружения с приростом напряжения на каждой степени 4...5 МПа при точности измерения удлинения $5 \cdot 10^{-5} \text{ см}$.

Установлено, что во всей исследованной области температур значения σ_B , δ и скорости ползучести образцов, вырезанных вдоль направления прокатки, на ~15...20 % выше, чем у образцов, вырезанных поперек направления прокатки. При этом значения $\sigma_{0,2}$ образцов, вырезанных вдоль прокатки, несколько ниже.

На основании результатов металлографических исследований и рассчитанных из измерений ползучести активационных параметров можно заключить, что пластическое течение образцов обеих партий обусловлено совместным действием механизмов внутризеренного скольжения, переползания и скольжения по границам зерен. Вклад каждого из этих механизмов зависит от температуры испытания, величины действующего напряжения и соотношения между направлением прокатки и направлением действия приложенного напряжения.

Представляется, что в случае взаимно перпендикулярного расположения направлений прокатки и приложенного напряжения пластическое течение материала, в основном, обусловлено действием механизмов внутризеренного скольжения и переползания дислокаций вплоть до напряжений, составляющих 0,8 от предела прочности, что может быть связано с процессами разворота и подстойки зерен под действием приложенной нагрузки. При дальнейшем увеличении внешнего напряжения основным механизмом деформации становится зернограницное проскальзывание.

При совпадении направления прокатки и направления действия приложенного напряжения зернограницное проскальзывание реализуется при более низких напряжениях, что обеспечивает более высокие значения скорости ползучести и пластичности.

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ (77 К) ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА

**Неклюдов И. М., Соколенко В. И., Чиркина Л. А., Ковтун Г. П.,
Борисова И. Ф., Калиновский В. В., Малыхин Д. Г.,
Метоледи Э. Н., Оковит В. С.**

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
Харьков, Украина
vsokol@kipt.kharkov.ua*

Получено наноструктурное состояние поликристаллического титана марки ВТ1-0 в результате криогенной разнаправленнойковки при 77 К, механические, оптические и диссипативные свойства которого сопоставлялись с характеристиками титана в исходном состоянии и после деформации при 300 К.

Рентгеноструктурный анализ показал, что в результате криогеннойковки в титане формируется микродвойниковая наноструктура с размером структурных элементов от десятков до сотен Ангстрем, что более чем на порядок превышает уровень дисперсности, характерный для деформации при 300 К. В целом, материал, деформированный при 77 К, характеризуется повышенной степенью изотропности, существенным снижением уровня отражательной способности в ИК-области спектра, более высокой термоустойчивостью по сравнению с деформированным при 300 К.

Показано, что в температурном интервале 300–400 К после криогенной деформации, по сравнению с исходным состоянием, происходит снижение на 11 % модуля сдвига, что является следствием высокой плотности микро- и макродвойников, поскольку двойниковые прослойки характеризуются существенно более низкими значениями упругих модулей, чем границы зерен. В случае деформирования при 300 К в титане формируется субмикродисперсное структурное состояние со слабо выраженным макро- и микродвойникованием при активном развитии скольжения и образовании текстуры деформации.

В указанном температурном интервале и далее с ростом температуры до 900 К имеет место двухстадийный возврат деформационной структуры, включающий низкотемпературную (300–600 К) и высокотемпературную (650–900 К) стадии. Высказывается предположение, что для титана, деформированного при 77 К, основными механизмами возврата в низкотемпературной области являются релаксация напряжений на двойниковых прослойках путем эмиссии точечных и линейных дефектов, что приводит к снижению внутренних напряжений; в высокотемпературной области возвратные процессы реализуются за счет раздвойникования микро- и макродвойниковых прослоек. В этих же температурных интервалах в титане, деформированном ковкой при 300 К, происходит преобразование неравновесной зернограницной фазы в более равновесную и инициируются рекристаллизационные процессы.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВОВ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ

Тихоновский М. А. , Куприянов А. А. , Лопата А. Т.

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина,
tikhonovsky@kipt.kharkov.ua*

В последние годы наблюдается большой интерес к разработке и исследованию физико-механических свойств так называемых «наноматериалов». К этому классу относятся, в частности, нанокompозиты, получаемые интенсивной пластической деформацией двухфазных сплавов с обеими пластичными составляющими. Такие сплавы реализуются, в частности, в двойных системах на основе меди (Cu–Nb, Cu–Fe, Cu–Cr, Cu–Ta). В докладе представлены разработанные в ННЦ ХФТИ методы получения нанокompозитных материалов на медной основе, а также результаты исследования их свойств.

Исходные двухфазные заготовки получали различными методами: дуговой гарнисажной плавкой, направленной кристаллизацией в высоком градиенте температуры, жидкофазным спеканием порошковых прессовок. Интенсивную деформацию осуществляли волочением или прокаткой. Для реализации нанокompозитного состояния, характеризованного размерами фазовых составляющих менее 100 нм, необходимо либо иметь высокодисперсные исходные заготовки, либо использовать высокие вытяжки при деформации. При этом получают короткие или очень тонкие образцы, которые пригодны для исследований, но не имеют практического применения. Для создания длинномерных проволочных нанокompозитов достаточно большого сечения была разработана технология сборок, а для получения лент – технология пакетной прокатки. Разработаны два типа сборок. Первый тип получали по следующей схеме: выдавливание исходной двухфазной заготовки в пруток – волочение прутка в шестигранный стержень – порезка стержня и сборка отрезков в медный стакан - заварка стакана в вакууме (или заливка сборки медью в вакууме) - выдавливание сборки и дальнейшее волочение. Для получения сборок второго типа предварительно прокаткой двухфазных заготовок изготавливали микрокомпозитную фольгу (характерный размер структурных составляющих порядка 1 мкм). Затем фольга плотно «рулоном» наматывалась на медный пруток, «рулон» помещался в тигель и спекался в вакууме при температуре выше температуры плавления меди. Полученную заготовку выдавливали в пруток и далее волочили в проволоку. Эта же микрокомпозитная фольга использовалась для изготовления пакета, который сваривался горячей прокаткой в вакууме, а затем раскатывался на холоду в нанокompозитную ленту.

Исследования свойств нанокompозитной проволоки и лент включали в себя измерения пределов прочности и текучести, микротвердости, электросопротивления (при комнатной температуре и при 77,3 К). Установлено, что прочность нанокompозитов сильно зависит от степени деформации и достигает очень высоких значений (до 2300 МПа). Зависимость микротвердости от расстояния между фазовыми составляющими соответствует соотношению Холла–Петча. Предел прочности ведет себя аналогично, однако при самых больших степенях деформации наблюдаются существенные отклонения от указанного соотношения. Удельное электросопротивление нанокompозитов определяется, главным образом, рассеянием электронов на межфазных границах. Обсуждаются перспективы применения разработанных высокопрочных электропроводных нанокompозитов.

МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТРЕКОВЫХ МЕМБРАН И НОВЫХ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ С НЕЛИНЕЙНЫМИ ОПТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Палистрант Н. А., Кравец Л. И.*, Бивол В. В., Робу С. В.

*Институт Прикладной Физики Академии Наук Республики Молдова,
Кишинэу, Молдова, natpal@phys.asm.md*

** Объединенный Институт Ядерных Исследований, Лаборатория Ядерных Реакций
им. Г.Н. Флерова, Дубна, Московский регион*

В настоящей работе предложен новый оригинальный метод получения наноматериалов, образованных путем радикальной сополимеризации композиций мономеров органических соединений с применением в качестве шаблонов трековых мембран (ТМ) из полиэтилентерефталата (ПЭТФ). Разработанный метод позволяет получать композитные наномембраны, нанопроволочки и нанотрубочки. В экспериментах использовали ПЭТФ ТМ с диаметром пор 1,0 мкм (плотность пор $1,5 \times 10^7 \text{ см}^{-2}$), которые получали облучением ускоренными на циклотроне тяжелыми ионами полимерных пленок с последующим химическим травлением области латентных треков по методике [1]. В качестве мономеров были выбраны композиционные смеси следующего состава: стирол:бутилметакрилат; винилпиралидол:аминостирол; стирол:бутилметакрилат:аминостирол. Композиционные смеси на поверхность мембран наносили методом полива, после чего образцы подвергали центрифугированию. Для завершения процесса сополимеризации мембраны высушивали в потоке воздуха при повышенных температурах. Концентрацию композиционных смесей в растворителе варьировали. Исследование процесса сополимеризации с использованием трековых мембран в качестве шаблонов показало, что с увеличением концентрации композиций в растворителе наблюдается постепенный прирост массы образцов, связанный с осаждением слоя полимера на их поверхности. При этом было обнаружено незначительное увеличение (до 2 %) толщины мембран и существенное уменьшение (до 65 %) эффективного диаметра пор, что свидетельствует о преимущественном осаждении полимера в порах. Электронно-микроскопические исследования поверхности и сколов образцов модифицированных мембран позволили установить следующий ряд закономерностей. Полимер, образованный в процессе сополимеризации выбранных мономеров, равномерно осаждается на поверхности ТМ, не изменяя их рельефа. В зависимости от концентрации композитов в растворителе и длительности центрифугирования возможно формирование композитных наномембран, у которых осаждение слоя полимера происходит по длине всего канала пор, а также наномембран с селективным слоем осажденного полимерного композита, как на поверхности трековых мембран, так и внутри их пор. Установлено, что в первом случае осаждение слоя полимера происходит по длине всего канала пор, т.е. композитные мембраны в этом случае имеют цилиндрические поры, сечение которых не изменяется вдоль всего канала. Во втором случае образуются асимметричные мембраны, структура которых изменяется. Для получения нанопроволочек и нанотрубочек область пор исходных ТМ заполняли композиционным полимером, выбранным для исследований, после чего матрицу мембран растворяли в водном растворе щелочи, а синтезированные нанообъекты собирали на подложке, промывали и высушивали. При этом для получения нанопроволочек область пор ТМ полностью заполняли композиционным полимером, для получения нанотрубочек композиционный полимер осаждали только на стенках пор мембран. Полученные нами наноматериалы могут быть использованы при создании химических и оптических сенсоров.

ОБОСНОВАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ПРИЕМОВ ИССЛЕДОВАНИЙ СОПРОТИВЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПЛАСТИЧЕСКОМУ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ПРИ ОБРАБОТКЕ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Товпенец И. А.

Институт технической акустики Национальной Академии Наук Беларуси
ita@vitebsk.by

В работе дается обоснование применения экспериментальных приемов исследований сопротивления материалов пластическому деформированию при обработке металлов давлением с наложением ультразвуковых колебаний, исходя из законов подобия. Показано, что при моделировании какого-либо процесса обработки металлов давлением с наложением ультразвуковых колебаний можно считать, что фактические упругопластические свойства металла остаются неизменными в процессе обработки под действием ультразвука. Второй аспект, на который следует обратить внимание при моделировании – это импульсное или виброударное деформирование при обработке металлов давлением с наложением ультразвуковых колебаний [1].

В подавляющем числе случаев аналитический анализ не может быть проведен полностью, даже при современном состоянии математической и прикладной теории пластичности и наличии большого количества прикладных программ для численных расчетов. Поэтому приходится применять при решении поставленных задач, например, при решении целого класса задач по формообразованию с наложением ультразвуковых колебаний на боек режущего клина, экспериментальные методы исследования и, в частности, метод слоистых моделей [2]. Разноокрашенные, одинаковые по толщине и механическим свойствам пластилиновые слои (рисунок) образуют сплошное строение податливой формоизменению и физическому резу пластилиновой модели, изготовленной по специально разработанной рецептуре и технологии [2]. Располагая после физического реза на плоскости, искаженной деформацией, картиной размещения слоев, т.е. системой кривых разграничения соседних разноокрашенных слоев, можно на основании исходной картины расположения этих слоев и закона постоянства сохранения объема рассчитать и построить систему других линий, перпендикулярных первой системе, и получить, таким образом, на плоскости реза сетку. Задача сводится к обработке этой сетки и последующим расчетам деформированного состояния пластилиновой модели.

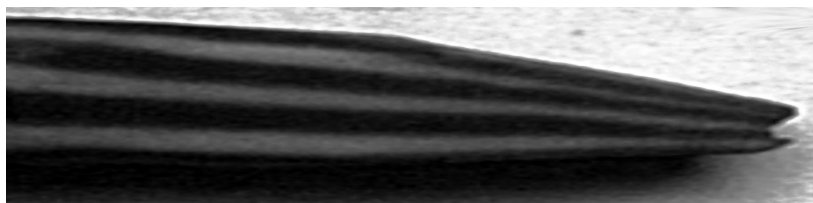


Рис. Разрез пластилиновой многослойной заготовки, продеформированной на установке, моделирующей виброударную ультразвуковую ковку

1. Северденко В.П., Клубович В.В., Степаненко А.В. Обработка металлов давлением с ультразвуком. Мн.: Наука и техника, 1973. 288 с.
2. Смирнов-Аляев Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. 3-е изд., перераб. и доп. Л.:Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1978. 368с.

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ И ГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ СКОЛА В ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛАХ

Тялин Ю. И., Тялина В. А., Бутягин А. А., Золотова Д. В.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов,
tyalin@tsu.tmb.ru

Сообщаются результаты исследования методом химического травления дислокационной структуры в вершине остановившейся трещины и рельефа поверхности скола, выполненного с помощью атомно-силовой микроскопии, в щелочно-галогидных кристаллах.

Эксперименты проводились на призматических образцах монокристаллов LiF размером 4×8×40 мм. В кристалле лезвием создавалась зародышевая трещина, которая затем продвигалась до нужной длины (25 мм) под действием импульсной нагрузки. Как правило, трещина при этом претерпевала несколько (2–5) скачков. Дислокационную структуру в вершине трещины выявляли химическим травлением в растворе хлористого железа FeCl_3 .

Пластическая зона в вершине трещины, как правило, представляет собой единичные или двойные линии скольжения. Реже в вершине наблюдаются широкие полосы из нескольких линий скольжения. Это зависит от общего числа дислокаций в пластической зоне. Оно меняется в широких пределах – от единиц и десятков до сотен. Если число испущенных дислокаций невелико (≈ 50), то может наблюдаться спонтанное заживление трещин уже в процессе ее остановки.

Плотность дислокаций в среднем увеличивается при приближении к вершине трещины. Но характер зависимости не всегда одинаков. В некоторых случаях наблюдается немонотонный характер изменения плотности дислокаций. Плотность дислокаций может уменьшаться и оставаться постоянной, в среднем, при приближении к вершине.

Изучение геометрического рельефа поверхности скола в местах остановки трещины позволяет однозначно определить число дислокаций, испускаемых при этом вершиной трещины.

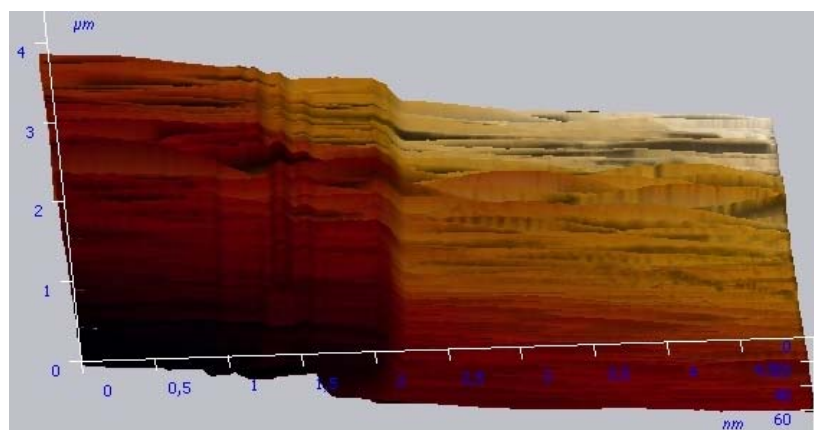


Рис. 3D-представление ступеньки из нескольких моноступеней

Ступенька может иметь тонкую структуру и состоять из нескольких моноступеней, соединенных площадками, параллельными поверхности скола (рис.). Очевидно, что такую же структуру будут иметь полосы скольжения в вершине трещины.

Характерная высота моноступеньки составляет ≈ 10 нм. В кристаллах фтористого лития $b = 3,28 \cdot 10^{-8}$ см. Поэтому такой высоте δ соответствует ≈ 50 дислокаций в линии скольжения у вершины трещины. Таким образом, наиболее вероятный профиль остановившейся трещины может быть представлен полостью с суммарным раскрытием порядка десятков нанометров, ступенчато сужающейся к вершине трещины. Высота каждого из уступов будет определяться числом дислокаций в связанной с ним линии скольжения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

ПРЕДСТАВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОГО ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА МЕЗОУРОВНЕ МЕТОДОМ НЕЙРО-НЕЧЕТКОЙ ИДЕНТИФИКАЦИИ

Осташев В. В.

Псковский Государственный педагогический университет
ostvv@yandex.ru

1. В основе моделей физической мезамеханики деформируемых поликристаллических материалов (ДПМ) лежит описание эволюции деформационной структуры (ДС), как результата нелинейных взаимодействий мезодефектов, реализующихся, в общем случае, по схеме сдвиг–поворот. Термин «нейросетевая модель» ДПМ означает, что мезодефектам поставлены в соответствие нейроны как простые процессорные элементы, обладающие полностью локальным функционированием и объединенные однонаправленными связями в нейросеть (НС).

2. Нейросетевое отображение ДС на мезоуровне рассматривается как некоторая общая алгебра. Областью определения такой алгебры является множество мезодефектов $N = \{n_1, n_2, \dots, n_i\}$ одного иерархического уровня. Каждый мезодефект представлен набором $n_i = (S, R)$ из внутреннего состояния мезодефекта $S = (\gamma_i, \omega_i, \varepsilon_i)$ и набора его связей R . Совокупность сдвиговых γ , поворотных ω и линейных деформаций ε образуют информационное пространство $\Gamma\{\gamma_i\}, \Omega\{\omega_i\}, E\{\varepsilon_i\}$, представляющих собой класс структурированных множеств. Связи определяют порядок событий t при реализации акта пластической деформации и представляют импликацию (1):

$$\text{условие } t_1(\gamma) \rightarrow \text{действие } t_2(\omega_i) \rightarrow \text{результат } t_3(\varepsilon). \quad (1)$$

Каждый из элементов множеств $\Gamma\{\gamma_i\}, \Omega\{\omega_i\}, E\{\varepsilon_i\}$ может быть определен как нейрон. Операцией Sort up зададим отношение нестрогого порядка $\varepsilon_i \leq \varepsilon_{i+1}$ на множестве $E_c\{\varepsilon_i\}$. Появляется понятие нечеткого отображения, т.к. каждое значение ε_i множества $E_c\{\varepsilon_i\}$ имеет несколько образов в множествах $\Gamma_c\{\gamma_i\}, \Omega_c\{\omega_i\}$, а импликация (1) определяет архитектуру НС как последовательность K слоев формальных нейронов. По наличию входных и выходных связей в скрытых слоях НС нейроны можно классифицировать [1]:

- слой $B(N)$ - нейроны имеют только выход и реализуют механизм $\gamma \rightarrow \varepsilon$ или $\omega \rightarrow \varepsilon$
- слой $D(N)$ - имеется вход и выход, механизм $\gamma \rightarrow \omega \rightarrow \varepsilon$.
- слой $W(N)$ - имеется только вход по механизму $\gamma \rightarrow \varepsilon$ или $\omega \rightarrow \varepsilon$.

По наличию классификационных признаков НС относится к слабосвязанным, адаптивным.

3. В терминах теории множеств для К-слоя НС определим [1]:

- Card I_i . Card O_i – количество входных и выходных связей,
- $\text{con}(n_i) = \text{Card } I_i$, $\text{div}(n_i) = \text{Card } O_i$ – функция конвергенции и дивергенции,
- $qsp(n_i)$ – функция обратной дивергенции как мера нечеткости реализации $\gamma \rightarrow \omega \rightarrow \varepsilon$ перехода,
- $act(n_i)$ – функция текущего состояния, количественная характеристика активности нейрона,

$$qsp(n_i) = \begin{cases} 0 & , \text{если } \text{div}(n_i) = 0 \\ \frac{1}{\text{div}(n_i)} & , \text{если } \text{div}(n_i) \neq 0 \end{cases}$$

$$act(n_i) = \begin{cases} [0;1] & , \text{если } n_i \in B(N) \\ \sum_{\forall s_j \in I_i} act(n_j) \times qsp(n_j) & , \text{если } n_i \notin B(N) \end{cases}$$

4. Идентификационная модель, аппроксимирующая ДПМ на мезоуровне, строится по экспериментальным данным в виде слабосвязанной адаптивной НС, полностью свободной от априорных представлений о ее архитектуре. Порядок применения базовых операций к входным данным определяет топология НС и проводится три этапа:

- формирование нечеткой базы данных в виде множеств $\Gamma\{\gamma_i\}, \Omega\{\omega_i\}$ упорядоченных на множестве $E_c\{\varepsilon_i\}$,
- построение трехслойной НС,
- параметрическая идентификация ДС путем минимизации ошибки модельных и экспериментальных результатов.

1. Свиридов В.Н. Квантово – структурная теория. <http://qst.narod.ru/kst.html>

НЕЙРОСЕТЕВЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ

Осташев В. В.

Псковский Государственный педагогический университет

ostvv@yandex.ru

1. Понятие конструкционной прочности (КП) предполагает ряд количественных характеристик, описывающих работу материала в конструкции. КП определяется как внутренняя реакция материала на условия нагружения в виде эволюции деформационных структур, которые рассматриваются в неразрывном единстве на стадии технологического и эксплуатационного воздействия и являются базой для организации механических свойств и их управления.

Способ моделирования КП сталей методом математического планирования эксперимента [1] позволил обозначить приоритеты определенных термических и технологических обработок для сталей 35ХГСН2МА, 12Х18Н14, 01Х18Н14ВД+ВИ. Однако низкая адаптивность метода D-оптимальных планов Бокса не позволяет расширить

факторное пространство условий испытания без увеличения погрешности относительно эксперимента.

2. В настоящей работе моделирование КП осуществлялось с помощью двухслойного персептрона с архитектурой нейронной сети (НС) – первый слой 4 нейрона, второй слой 1 нейрон. Все нейроны имели сигмовидную функцию активности: $\psi(x) = 1/(1 + e^{-x})$. По аналогии с [1], на входы НС подавались кодированные значения факторов – скорость деформации, рабочая длина образца, размер зерна исследуемой стали, жесткость испытательной системы. На выход НС подавалось экспериментальное значение предела прочности, предела текучести, относительного остаточного удлинения. После обучения НС по алгоритму Back propogetion в среде Statistica Neural Networks получены следующие результаты (табл.):

Основные характеристики	Предел прочности	Предел текучести	Относительное удлинение
Входной слой-нейр.	4	4	4
Первый слой-нейр.	4	4	4
Второй слой-нейр.	1	1	1
Число образов	24	24	24
Коэфф. обучения	0,1	0,1	0,1
Среднеквадр. ошибка обучения	$8,942 \cdot 10^{-7}$	$8,942 \cdot 10^{-7}$	$6,544 \cdot 10^{-7}$
Число шагов			
Время обучения (сек)	336	336	412
Погрешность модели %	2,5	2,5	2,0

1. Осташев В.В., Шевченко О.Д. Представление конструкционной прочности сталей на макро- и мезоуровне// Научные ведомости .- БелГУ, 2000. – 1(10). – С24 – 30.

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК Pb_{1-x}Eu_xSe ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Зимин С. П., Горлачев Е. С.*, Герке М. Н.*, Кутровская С. В.*, Амиров И. И.**

Ярославский государственный университет им. П.Г. Демидова,

zimin@uniyar.ac.ru

** Владимирский государственный университет,*

*** Институт микроэлектроники и информатики РАН, Ярославль*

В работе исследовалась модификация поверхности эпитаксиальных полупроводниковых пленок Pb_{1-x}Eu_xSe на подложках CaF₂/Si(111) после обработки в Ag плазме. Структуры Pb_{1-x}Eu_xSe/CaF₂/Si(111) с $x = 0,16$ были получены методом молекулярно-лучевой эпитаксии, толщина слоев PbSe–EuSe составляла 2–4 мкм. Обработка поверхности проводилась в аргоновой высокоплотной плазме индуктивного разряда (HDICP). Величина ВЧ мощности составляла 800 Вт при частоте 13,56 Мгц. На подложкодержатель подавалась ВЧ мощность смещения 300 и 400 Вт. Время обработки составляло 30 сек. Исследование поверхности проводилось с использованием методов атомно-силовой микроскопии (АСМ) на АСМ SMENA (NT-MDT).

Поверхность исходных эпитаксиальных пленок обладала характерным нанорельефом в виде треугольных террас скольжения со ступенями 15–20 Å. Также были обнаружены треугольные ямки выхода на поверхность дислокаций с плотностью $(1-3) \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. В ходе обработки в аргоновой плазме при величине ВЧ смещения 300 Вт происходило неоднородное распыление поверхности $\text{Pb}_{1-x}\text{Eu}_x\text{Se}$, в результате которого формировались крупные выступы высотой до 150 нм (рис.).

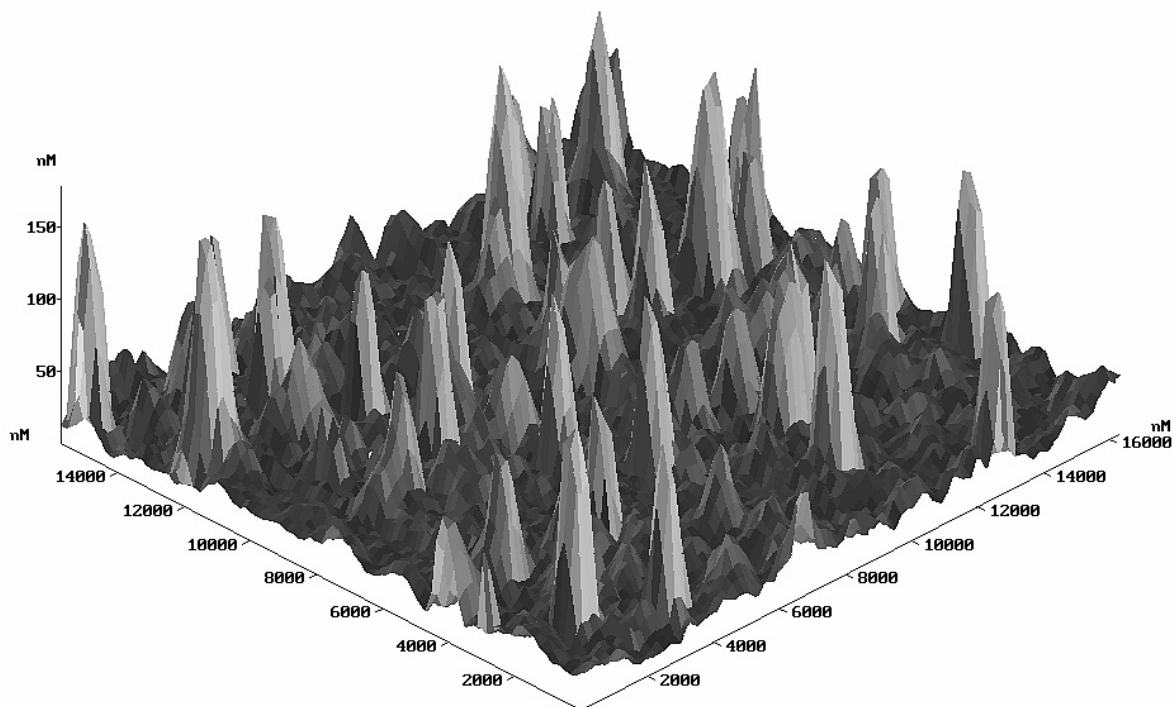


Рис. АСМ-изображение поверхности после обработки 300 Вт

Плотность таких выступов в среднем составила $\sim 1 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Крупные холмы формировались на фоне регулярного рельефа мелких выступов высотой до 30–50 нм и плотностью $\sim (1-3) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. После увеличения мощности ВЧ смещения до 400 Вт модифицированная поверхность слоев $\text{Pb}_{1-x}\text{Eu}_x\text{Se}$ характеризовалась наличием крупных выступов высотой до 400 нм, однако в этом случае их плотность составляла $\sim 3 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$. Нанорельеф мелких холмов при увеличении мощности смещения сохранялся. В докладе приводится анализ полученных результатов с точки зрения формирования крупных выступов вокруг вертикальных протяженных дислокаций в эпитаксиальной пленке, так как скорость распыления для этой области много меньше, чем для остального материала. При увеличении мощности ВЧ смещения рост выступов происходит только на 1–3% дислокаций. Таким образом, процесс распыления поверхности в аргоновой плазме зависит не только от присутствия вертикальных протяженных дислокаций, но и от режимов обработки. Обсуждаются возможности применения данного явления для формирования наноструктурированных полупроводников A^4B^6 на поверхности кремния.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК С ЭЛЕКТРЕТНЫМИ СВОЙСТВАМИ В КАЧЕСТВЕ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ИМПЛАНТАТОВ

Стариков В. В., Старикова С. Л.*

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»

** Харьковский государственный медицинский университет*

Харьков, Украина

vadym_starikov@hotmail.com

В течение последних десяти лет интенсивно развивается новая отрасль медицины, основанная на использовании близкодействующих статических электрических полей для стимулирования позитивных биологических процессов в организме человека. Главной отличительной особенностью практических методов, основанных на этой концепции, является то, что электрические поля создаются не традиционными электротехническими источниками энергии с сетевым или аккумуляторным электропитанием, а функционирующими автономно электретными пленками, нанесенными на имплантаты различного назначения, широко применяемые в медицине. На поверхности или в объеме таких пленок продолжительное время сохраняются некомпенсированные электрические заряды, создающие в окружающем электрет пространстве квазистатическое электрическое поле. Попадая вместе с имплантатом в организм человека, электретная пленка своим полем оказывает дозированное локальное воздействие на поврежденный орган, способствуя его лечению в оптимальных биофизических условиях. В основе этого процесса лежит природный эффект, состоящий в том, что внешнее близкодействующее электрическое поле определенной величины и знака, действуя на клеточном уровне, является катализатором появления здоровых новообразований в живых тканях.

Одним из наиболее перспективных способов использования электретных покрытий в хирургии является применение имплантатов с нанесенной на их поверхность электретной пленкой в виде пятиоксида тантала с целью оптимизации процессов остеоинтеграции. Поскольку в литературе практически отсутствуют данные о влиянии электретов на процессы остеоинтеграции при вживлении в кость имплантатов, то это послужило основанием для проведения экспериментального исследования. Его целью было выяснение реакции костной ткани и сравнение эффективности процессов остеоинтеграции при введении в ткани стандартных титановых имплантатов и таких же имплантатов, но с электретным покрытием из пятиоксида тантала.

Установлено, что нанесение на поверхность имплантатов электретного пленочного покрытия из пятиоксида тантала способствует наиболее оптимальному протеканию процессов остеоинтеграции, сводит к минимуму риск развития ближайших и отдаленных воспалительных осложнений, дает прогноз на благоприятный исход имплантации даже у прогностически неблагоприятной категории пациентов. Полученные результаты экспериментального исследования открывают большие перспективы для специалистов в области имплантологии.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ПЛАСТИЧНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V ELI ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 300 – 4,2 К

Подольский А. В.^{1*}, Табачникова Е. Д.¹, Смирнов С. Н.¹, Чах К.², Мишкун Й.²
Саитова Л. Р.³, Семенова И. П.³, Валиев Р. З.³

¹ Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины,
Харьков, Украина

* podolskiy@ilt.kharkov.ua

² Институт экспериментальной физики АН Словакии, Кошице, Словакия

³ Институт физики новых материалов, УГАТУ, Уфа

В работе проведено сравнение механических характеристик и особенностей разрушения сплава Ti-6Al-4V ELI при 300, 77 и 4,2 К в трех разных структурных состояниях. В исходном поликристаллическом состоянии 1 размер зерен (d) α -фазы составляет 10–25 мкм. Ультрамелкозернистое состояние 2 получено из состояния 1 методом равноканального углового прессования (РКУП) и имеет величину $d \sim 0,5$ –1 мкм. Состояние 3 получено из состояния 1 термообработкой, РКУП и экструзией; средний размер α -зерен d составляет от 200 до 400 нм. Во всех состояниях β -фаза является прослойкой между зернами α -фазы, и ее объемная доля составляет 5–12 %.

Механические характеристики изучали при одноосном растяжении со скоростью относительной деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ на жесткой деформационной машине при температурах 300, 77 и 4,2 К на образцах в виде лопаток с размерами рабочей части $5,5 \times 0,7 \times 1,5$ мм.

Установлено, что значения пределов текучести и прочности для состояния 2 возрастают по отношению к исходному крупнозернистому состоянию 1 (на 23 % при 300 К и на 50% при 77 К). Для состояния 3 увеличение прочности по сравнению с состоянием 1 составляет 54 % (при 300 К) и 78 % (при 77 К). Пластичность материала при этих температурах в состояниях 2 и 3 уменьшается, но остается на достаточном уровне (3–4 %). При температуре 4,2 К все образцы сплава Ti-6Al-4V ELI в ультрамелкозернистых структурных состояниях 2 и 3 разрушились без макроскопической пластической деформации при приложенном напряжении 1,5–1,6 ГПа, что соответствует пределу текучести сплава в исходном состоянии при 4,2 К.

Наблюдаемые различия в значениях прочностных и пластических характеристик сплава Ti-6Al-4V ELI, очевидно, обусловлены наличием во 2-м и 3-м состояниях дополнительных барьеров для движения дислокаций в виде колоний двойников (состояние 2) и дополнительных границ зерен, число которых существенно увеличивается в ультрамелкозернистом состоянии 3 и (в меньшей степени) в состоянии 2.

Значения активационного объема V для движения дислокаций, полученные из данных по релаксации напряжений, практически не зависят от структурного состояния сплава. Так, на пределе текучести при температурах 300 К и 77 К $V \approx 3,5 \cdot 10^{-28} \text{ м}^3$ и $V \approx 0,9 \cdot 10^{-28} \text{ м}^3$, соответственно.

При фрактографическом анализе поверхностей разрушения ультрамелкозернистых образцов сплава Ti-6Al-4V ELI при 300, 77 и 4,2 К наблюдается только вязкое разрушение. Поверхности разрушения ориентированы как под углом 90° (разрушение под действием нормальных напряжений), так и под углом 45° (сдвиговые напряжения) к оси растяжения. Морфология поверхности разрушения имеет характерный ямочный узор.

МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Юрин Д. В., Жога Л. В., Шпейзман В. В.*

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет,
Волгоград, postmaster@vgasa.ru

* Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

Испытывались образцы сегнетокерамики на основе титаната и цирконата свинца (ЦТС-19). Измерения прочности в механическом поле проводились при комнатной температуре методом ступенчатого нагружения осесимметричным изгибом при постоянном электрическом поле. Согласно концепции Вейбулла, функция распределения прочности $F(\sigma)$ может быть представлена в виде:

$$F(\sigma) = 1 - \exp(-(\sigma/\sigma_0)^m),$$

где σ – значение прочности конкретного образца, а m и σ_0 – константы распределения для данного материала. Функция $F(\sigma)$ определялась по результатам испытаний образцов на разрушение. На рисунке приведены распределения механической прочности образцов в полях различной напряженности электрического поля.

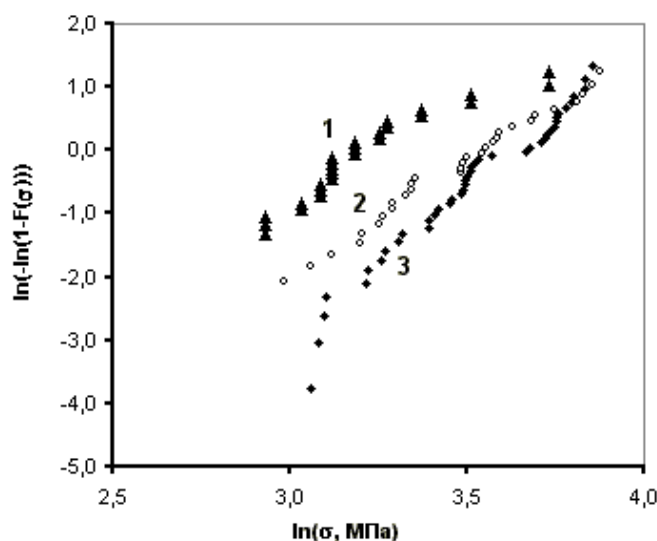


Рис. Распределения механической прочности керамики ЦТС-19 в координатах Вейбулла в полях различной напряженности: 1 – $E = 4$; 2 – $E = 2$; 3 – $E = 0$ МВ/м.

Можно отметить, что электрическое поле снижает прочность образцов (уменьшается σ_0), но дисперсии прочности (характеризуются величиной m) в первом приближении остаются постоянными для каждого участка прямых с изломами.

Это может означать, что внешнее электрическое поле дает либо какой-то постоянный фон (уровень) напряжений, которые, складываясь с неизменяющимися локальными напряжениями, приводят к параллельному смещению распределения прочности, либо электрическое поле создает дальнедействующие поля напряжений, область изменения которых значительно превышает размер полей напряжений тех дефектов, около которых происходит разрушение.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ И МКЭ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕХАНИЗМА ПОЯВЛЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В ПОЛУХРУПКОМ ТЕЛЕ

Нагда Ю. А., Солодковская В. Г.

*Старооскольский технологический институт (филиал) Московского Государственного
института стали и сплавов (Технологического университета)*
nagda@list.ru

Неупругие деформации являются результатом (микро)структурных изменений в некоторых конечных объемах деформируемого твердого тела и, по существу, определяются дискретностью его строения [1]. Решение упруго-пластической задачи с учетом локальности возникновения областей структурных нарушений для твердого тела может быть произведено в рамках модели М.Я.Леонова–В.В.Панасюка [2]. Полухрупким телом названо тело, имеющее перед разрушением остаточные деформации порядка упругих. Алгоритм решения основной задачи теории хрупкого разрушения [2] для полухрупкого тела с использованием МКЭ:

- 1) упруго-пластическая задача решается методом последовательных приближений Биргера [3], модифицированным О. Зенкевичем;
- 2) для деформаций приняты зависимости, предложенные в [4]:

$$\varepsilon_i = \frac{\sigma_i - p}{2G(u)} + \frac{p}{K} + \lambda \left(\frac{1}{G(u)} + \frac{1}{G_0} \right) |\sigma_i - p|, (i = 1, 2, 3); \quad (1)$$

- 3) на каждом этапе нагружения анализ напряженно-деформированного состояния производится с применением МКЭ для разрешающего уравнения вида:

$$[K] \{\delta\} - \{R\} + \{F\}_\varepsilon + \{F\}_\delta = 0; \quad (2)$$

- 4) размер конечных элементов определяется структурой материала.

Хрупкое разрушение произойдет в элементах, для которых справедливо равенство:

$$\varepsilon_1 + \frac{\mu e}{1 - 2\mu} + \frac{\sigma_0}{p_0} \left\{ \left| \varepsilon_3 + \frac{\mu e}{1 - 2\mu} \right| + \left| \frac{1 - \mu}{1 - 2\mu} e - \varepsilon_1 - \varepsilon_3 \right| \right\} = \frac{\sigma_0}{2G(u)} \quad (3)$$

Новые трещины появляются в элементах, для которых выполняется (3), а “старые” растут при:

$$\sigma = (1,03 \pm 0,05) \sigma_0 \sqrt{\frac{\nabla}{2l}} \quad (4)$$

где ∇ – структурный параметр материала.

1. Леонов М.Я. Механика деформаций и разрушения. Фрунзе. Илим, 1981 – 236с.
2. Леонов М.Я. Панасюк В.В. “Развиток найдрібніших тріщин в твердому тілі.” Прикладна механіка т.5, вып. 4, 1959 – с.13-20.
3. Биргер И.А. “Некоторые общие методы решения задач теории пластичности.” ПММ Т.15, вып. 6, 1951 – с.765-770.
4. Леонов М.Я., Русинко К.Н., Паняев В.А. “Зависимость между деформациями и напряжениями для полухрупких тел.” МТТ, №6, 1967 – с.26-32.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ МОДИФИЦИРОВАННОЙ ДРЕВЕСИНЫ НА ПРОЧНОСТЬ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ

Горетый В. В., Нагда С. Ю.

Старооскольский технологический институт (филиал) Московского Государственного института стали и сплавов (Технологического университета)

nagda@list.ru

Для оценки напряженно–деформированного состояния древесины, в том числе, и модифицированной полимерами, неоднократно рассматривались ее различные структурные модели [1, 2]. В качестве наиболее простого варианта ранее принималась для расчета структурная модель с квадратными ячейками.

В данной работе рассматривается вариант структурной модели с ячейками квадратной формы со скруглёнными углами, что соответствует реальному строению некоторых пород древесины. Для моделирования был выделен фрагмент, охватывающий перегородки четырех клеток модифицированной древесины, с расположением модификатора только в полостях клеток.

При создании расчётной модели размер поперечного сечения клетки древесины был условно увеличен в 10^7 раз, толщина древесины принята равной 10 см, модификатора – 3 см. Для расчета использован программный комплекс ЛИРА [3]. Конечно-элементная модель представляет собой 35664 объемных конечных элементов (25284 узлов), модули упругости древесины $5,2 \times 10^3$ МПа, модификатора $13,5 \times 10^3$ МПа.

Учитывая симметрию, результаты расчета приведены для одной четверти выделенной структурной модели.

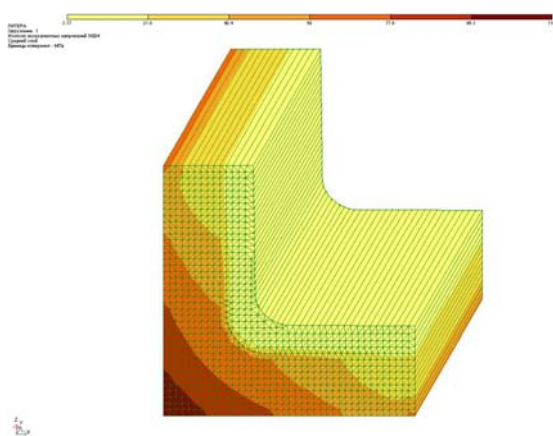


Рис. 1. Эквивалентные напряжения для элементарной клеточной структуры

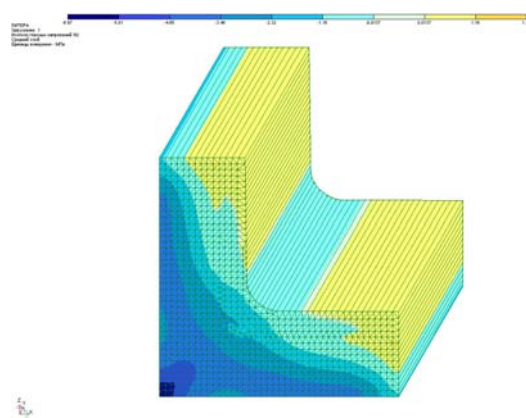


Рис.2. Главные напряжения σ_2 для элементарной клеточной структуры

1. Н.А. Машкин. Эксплуатационная стойкость модифицированной древесины в строительных изделиях: Научная монография. – Новосибирск: НГАСУ, 2001. – 260с.
2. Строительные материалы на основе серы: Научная монография./ Е.В. Королёв, А.П. Прошин, В.Т. Ерофеев, В.М.Хрулев, В.В. Горетый. – Пенза: ПГУАС; Саранск: Издательство Мордовского ун-та, 2003. – 372 с.
3. Программный комплекс "ЛИРА-Windows". Регистрационный номер паспорта 80 от 18.12.97.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ ПРИ СЖАТИИ

Лычагин Д. В., Лычагин А. Д., Алферова Е. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
lych@scalpnet.ru

Деформация металлических материалов протекает неоднородно. Эта неоднородность проявляется на разных масштабных уровнях: от уровня образца до уровня локальной области зоны сдвига. Неоднородность деформации зависит от характера распределения внешнего механического поля напряжений, которое определяется формой образца и внутренними полями напряжений. В работе была поставлена цель выявить связь неоднородности протекания пластической деформации с распределением напряжений и иерархией её структурных элементов. Для достижения поставленной цели было проведено исследование картины деформационного рельефа методом оптической и растровой электронной микроскопии на разных масштабных уровнях, методом сетки определена локальная деформация ГЦК моно- и поликристаллов при сжатии и методом конечных элементов изучено распределение напряжений.

На распределение напряжений и неоднородность деформации оказывает влияние форма образца и трение у пуансонов испытательной машины. Расчеты методом конечных элементов показали, что наиболее высокие значения напряжений наблюдаются у вершин и приторцевых ребер образца, имеющего форму прямоугольного параллелепипеда. В образце наряду со сжимающими напряжениями образуются области растяжения. Симметрия распределения напряжений в образце соответствует симметрии образования деформационных доменов. Анализ распределения напряжений в образце и их характера позволяет, наряду с кристаллогеометрическим фактором, объяснить морфологию доменов и места локализации сдвиговой деформации, особенности картины деформационного рельефа монокристаллов. Показано, что пластическая деформация монокристаллов путем фрагментации сдвиговой деформации определяет возможность использования низкосимметричной сдвиговой деформации при сохранении более высокой псевдосимметрии монокристалла.

Основными чертами неоднородности деформации является запаздывание деформации у торцов образца и опережение – у вершин, вертикальных ребер и в центре грани по сравнению со средней деформацией. Степень неоднородности локальных деформаций у разных материалов различна и связана с их прочностью и пластичностью. С увеличением прочности материала степень неоднородности локальных деформаций возрастает. Величина неоднородности и характер её изменения отличается для разных компонент деформации.

Изменение ориентации оси сжатия и типа боковых граней монокристаллов приводит к различию в иерархии структурных элементов деформации. Для [001]- и [110]-монокристаллов неоднородность деформации связана с процессом фрагментации сдвиговой деформации по системам октаэдрических плоскостей, для [111]-монокристаллов – с образованием систем макрополос деформации. Кристаллографическая анизотропия приводит к упорядочению картины неоднородности. Она определяется областями первичной и вторичной фрагментации, местами локализации макро- и мезополос деформации, кристаллографической ориентацией октаэдрических плоскостей сдвига относительно пуансонов испытательной машины и боковых граней монокристалла. В последнем случае различие в условиях сдвига обусловлено ролью обратных напряжений от пуансонов испытательной машины.

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ Ni И СПЛАВА Ni66,8–Cu

Пилюгин В. П., Ведерникова И. И.*, Ивонин Ю. А., Тетерина Т. И.,
Антонова О. В., Марченков В. В.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
* ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», Саров,
vederko@bk.ru*

Исследована эволюция структуры и её влияние на электропроводность никеля [1] и сплава Ni66,8–Cu при холодных (ХД) 300 К и низкотемпературных (НТД) 80 К деформациях под давлением и последующих отжигах. Деформация проводилась под давлением 8 ГПа, до степеней $\varepsilon = 6\text{--}7$ единиц истинной шкалы [2]. Структуру изучали методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг, механические свойства определяли по трёхточечному изгибу и по микротвёрдости. Электро- и магнитосопротивление в поперечном поле до 15 Тл исходных и сильнодеформированных образцов измерялись в интервале температур 4,2–290 К.

Действие ХД и НТД в конечном итоге приводит к формированию диссипативных нанокристаллических (НК) структур металлов с конечным размером кристаллитов, не меняющимся при дальнейшем деформировании. Средний размер кристаллитов после деформации при 300 и 80 К для Ni66,8–Cu составил 60 и 30 нм, для Ni – 90 нм и 60 нм, соответственно. Формирование диссипативной сильно разориентированной структуры при ХД и НТД имеет общий качественный характер. Различие проявляется в кинетике развития процессов. Наиболее заметно это сказывается в начале деформации при образовании ячеистых слабо разориентированных структур. При ХД она формируется раньше, чем при НТД и носит более локализованный характер. Однако окончательное измельчение, и переход в диссипативную насыщенную структуру при НТД, наступает раньше. Сплав Ni66,8–Cu при формировании диссипативной структуры испытывает 4-х кратное упрочнение – микротвёрдость возрастает от 1,1 до 4,5 ГПа. Построены гistogramмы размеров кристаллитов – распределение имеет одномодовый вид. Изучена термическая стабильность НК структуры до 600°C. Двукратный рост размеров кристаллитов в Ni66,8–Cu происходит при 300 °C, 1–5 часов выдержки. После отжига при 600 °C, 5 часов, происходит собирательная рекристаллизация, и зерно вырастает до размера 1 мкм.

Температурная зависимость электросопротивления (ρ) НК структуры качественно подобна зависимости ρ моно- и крупнокристаллических структур. Остаточное ρ НК структуры сплава Ni66,8–Cu выше в 1,3 раза по сравнению с остаточным ρ исходных поликристаллических образцов. Остаточное ρ НК никеля в 4 раза выше по сравнению с остаточным ρ исходного монокристалла. Измерения полевой зависимости магнитосопротивления (M) показали, что при 4,2 К относительное M $\Delta\rho_{xx}/\rho_0$ для никеля возрастает с полем для МК и НК структур, а для сплава Ni66,8–Cu – снижается для НК и поликристаллической структур. С ростом температуры $\Delta\rho_{xx}/\rho_0$ уменьшается для НК и исходных структур. Для никеля $\Delta\rho_{xx}/\rho_0$ достигает значений, близких к нулю, при 100 К.

Работа поддержана Программой Президиума РАН.

1. G.Nirntz, P.Marguardt, H.Gleiter, Crystal Growth **86**, 66 (1988).
2. Н.А.Смирнова, В.И.Левит, В.П.Пилюгин и др. ФММ, **6**, 1170 (1986).

НАНОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ АНТИПЛАСТИФИКАЦИОННОГО УСИЛЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ

Терзиян Т. В., Сафронов А. П.

Уральский госуниверситет им. А.М. Горького, Екатеринбург

Одним из важнейших эксплуатационных свойств полимерных материалов является стойкость к механическим воздействиям. С целью создания сверхпрочных полимерных материалов разрабатываются новые типы модификаторов ударопрочности, используются усиливающие наполнители, синтезируются новые классы полимеров и т.д. В то же время, широко известно явление «антипластификации», проявляющееся в упрочнении полимеров при введении в них небольших количеств пластификаторов. Изучение причин и закономерностей этого явления может стать научной основой для целенаправленного изменения прочности полимеров и создания материалов с заданным комплексом эксплуатационных свойств.

Цель данной работы состояла в изучении молекулярного механизма и термодинамического описания явления антипластификации в композициях на основе поливинилхлорида (ПВХ). В качестве пластификаторов были выбраны трикрезилфосфат, пентахлордифенил и алкилфталаты. В ходе работы были получены пленки поливинилхлорида, содержащие пластификаторы в количестве не превышающем 15 % масс.

Для изучения полученных композиций был использован новый, структурно-термодинамический подход, основанный на сопоставлении термодинамических данных с молекулярными, структурными и релаксационными характеристиками ПВХ композиций. Методом изотермической калориметрии, с использованием термохимического цикла Гесса, получены концентрационные зависимости энтальпий взаимодействия полимера с пластификаторами, изучены энтальпии взаимодействия пластифицированных полимерных композиции заданного состава с третьим компонентом, выступающим в качестве молекулярного "щупа" энтальпийного состояния системы. Калориметрические данные рассмотрены с позиций современных модельных представлений в области растворов стеклообразных полимеров. Рассчитаны параметры межмолекулярного взаимодействия в пластифицированных композициях, а также параметры стеклообразной структуры поливинилхлорида. Методом атомно-силовой микроскопии получены карты микротвердости для исследованных образцов.

Полученные данные свидетельствуют о том, что введение антипластифицирующих добавок в ПВХ не приводит к разрушению исходной метастабильной структуры стеклообразного полимера, а наоборот, наблюдается дополнительное стеклование. Причиной такого аномального поведения является то, что в композициях происходит рост энергии когезии, обусловленный образованием дополнительных «узлов» межмолекулярных взаимодействий, формирующих наноструктурные образования высокой плотности. Степень повышения энергии когезии зависит от химической природы вводимого пластификатора. Таким образом, явление антипластификации связано формированием наноразмерных структур в композициях стеклообразного полимера и, как следствие, усилению прочностных характеристик.

Работа выполнена при поддержке гранта CRDF № REC-005 и BRHE 2006 post-doctoral fellowship award Y3-CE-05-19.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ГИГАГЕРЦЕВОГО ДИАПАЗОНА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ

Кустов А. И.*, Мигель И. А.

** Воронежский государственный педагогический Университет, Воронеж
Воронежское высшее военное авиационное инженерное училище (военный институт)
akvor@yandex.ru*

Высокую актуальность в последние годы приобрела задача выявления предельных состояний твердотельных материалов. В зависимости от условий эксплуатации используют различные критерии предельности. Обычно ими являются физико-механические характеристики. Предельным будет состояние, после перехода, в которое материал при активизации выбранного структурного параметра необратимо изменяет свои свойства. В качестве критериев предельности могут быть использованы локальные изменения структуры или физико-механических параметров (например, скорости акустических волн).

Работа посвящена изучению процессов деформации и разрушения материалов, изменения упруго-механических характеристик, выработке для них критериев предельного состояния. Использование акустомикроскопических методов [1,2] позволяет без применения травителей получать изображения деформационной структуры материала на различных глубинах от поверхности и по ней анализировать состояние объекта. Примеры акустических изображений структуры стали приведены на рис.1

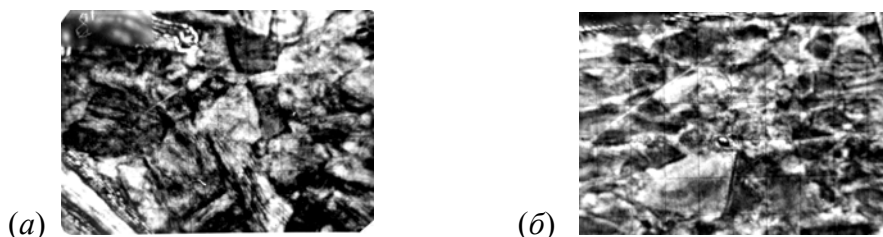


Рис.1. Акустомикроскопическая визуализация структуры стали со степенью деформации 5 (а) и 50% (б); шлиф параллелен плоскости прокатки; H_2O , $Z = -10$ мкм, масштаб 50 мкм/дел.

Методика контроля процессов деформации и разрушения может базироваться на методе $V(Z)$ -кривых и заключается в анализе трансформации их формы. В этом случае рассчитывались значения скоростей (v_R) поверхностных акустических волн (ПАВ) и изменение уровня их затухания ($\Delta V/V$).

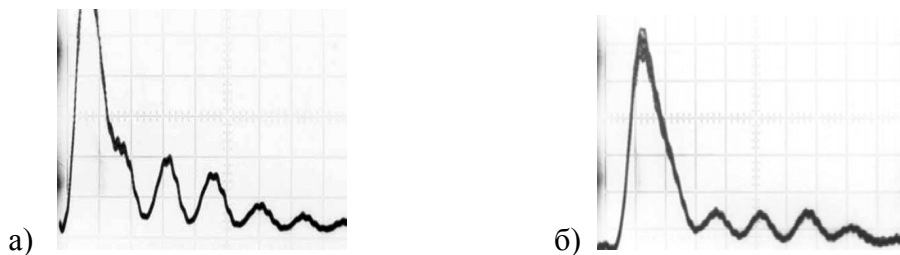


Рис. 2. Оценка физических свойств стали с различной степенью деформации методом $V(Z)$ – кривых (шлиф параллелен плоскости прокатки, H_2O , по вертикали: 1 В/дел., а) 5% деформация; масштаб по горизонтали: 10,6 мкм/дел., $\Delta Z_N = 13,74$, $v_R = 2,98 \cdot 10^3$ м/с; б) 50% деформация; масштаб по горизонтали: 12,5 мкм/дел., $\Delta Z_N = 14,95$ мкм, $v_R = 3,11 \cdot 10^3$ м/с).

Полученные результаты подтверждают возможность анализа процесса деформации металлических материалов методами акустомикроскопической дефектоскопии.

1. Кустов А.И., Мигель И.А. Суходолов Б.Г. Изучение влияния различных видов термомеханической обработки на структуру и свойства сталей и сплавов // *Металловедение и термообработка металлов*, 1998, № 4, с.128-137.
2. Budanov A.V., Kustov A.I., Migel I.A. The study of the effect of hydrogen on physical-mechanical properties of steel by acoustic microscopy methods // *Hydrogen materials science...*, Science Series, II. Mathematics, Physics..., ed. M.D.Hampton, Dm.Schur, vol. 71 – 2002 - p.131-140.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТОЛЩИНЫ ПОКРЫТИЙ И СЛОЕВ С ИЗМЕНЕННЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ С ПРИМЕНЕНИЕМ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА

Кустов А. И.*, Мигель И. А.

* Воронежский государственный педагогический Университет, Воронеж
Воронежское высшее военное авиационное инженерное училище (военный институт)
akvor@yandex.ru

В настоящее время одной из актуальных научных проблем является проблема измерений толщин супертонких покрытий. При этом к объектами исследований можно отнести и материалы, на поверхности которых термическими или диффузионными воздействиями созданы слои с измененными физическими свойствами.

Для решения таких задач перспективно применять методы акустомикроскопической дефектоскопии [1,2]. Наиболее надежным и точным методом является метод дисперсии скорости ПАВ, базирующийся на $V(Z)$ -зависимостях. При изменении толщины слоя, как нанесенного на поверхность, так и образованного в самом материале, меняется значение v_R .

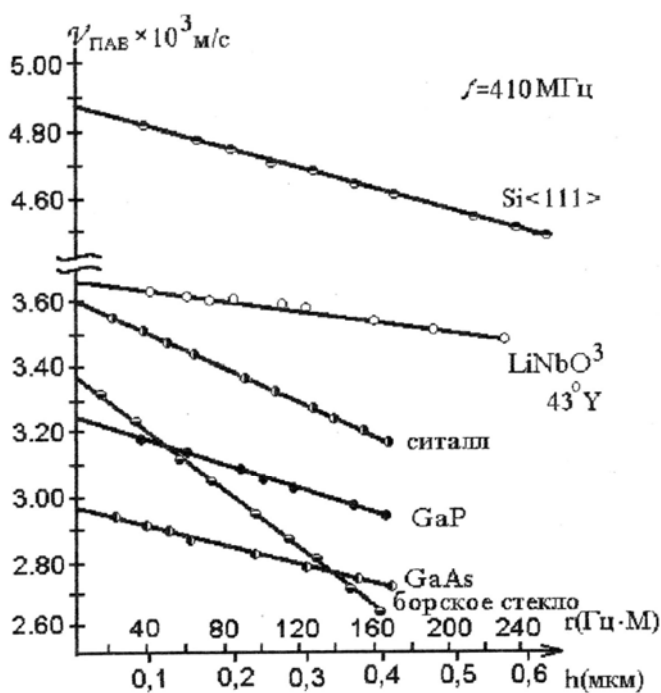


Рис. 1.

Построив для реальных исследуемых образцов дисперсионные зависимости, можно неразрушающим образом рассчитывать толщину покрытия. При этом, в зависимости от сочетания слой-подложка, можно достигать точности 5–15 нм.

На рис.1 приведены полученные экспериментально зависимости для ряда распространенных диэлектрических и полупроводниковых материалов. На рис.2 демонстрируется пример контроля глубины слоя цементации и расчета его характеристик в стальных образцах. Разработанный метод позволяет получать временные, концентрационные, температурные и др. зависимости для изучаемых слоев или покрытий.

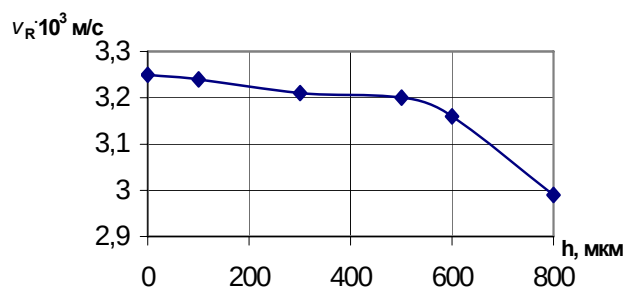


Рис.2. Изменение значений скорости ПАВ в стали в зависимости от глубины (h) слоя цементации

Таким образом, методы акустомикроскопической дефектоскопии позволяют с высокой точностью определять толщины покрытий и диффузионных слоев, а также изучать их физико-механические характеристики.

1. Wilson R. G., Weglein R. D. Acoustic microscopy of materials and surface layers // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261 — 3275.
2. Budanov A.V., Kustov A.I., Migel I.A. The Study of Changes of Physical - Mechanical Properties of Materials in a Condensed State under Hydrogen influence using Fault Detection Acoustic Microscopy Methods // Hydrogen materials science..., Science Series, II. Mathematics, Physics..., ed. T.N.Veziroglu, Dm.Schur, vol. 72 – 2004 - p.203-215.

ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ С НАНОСТРУКТУРАМИ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

Кустов А. И.*, Мигель И. А.

** Воронежский государственный педагогический Университет, Воронеж
Воронежское высшее военное авиационное инженерное училище (военный институт)
akvor@yandex.ru*

Проблема неразрушающего экспрессного контроля физико-механических свойств материалов в конденсированном состоянии остается в настоящее время актуальной научной проблемой. При создании новых материалов необходимо определять их характеристики на все более тонком масштабном уровне, вплоть до наноразмерного. Для этой цели наиболее пригодны низкоэнергетические исследовательские методы, работающие в широком диапазоне и обладающие различными модификациями. К ним относятся методы акустомикроскопической дефектоскопии [1,2].

Изучалась структура и свойства материалов в двух основных режимах работы сканирующего акустического микроскопа (САМ) – визуализации и $V(Z)$ -кривых. Современное оборудование позволяет получать акустические изображения с разрешающей способностью от ~100 нм и более, хотя пока это достаточно сложно и дорого. Для обнаружения и характеристики неоднородностей с размерами от 2–5 мкм и более в полупроводниках, стеклах, ситталах нами применялся вариант САМ [1], надежный и простой в эксплуатации. Пример полученного изображения приведен на рис.1.

Более информативен при изучении наноструктур и их свойств режим $V(Z)$ – кривых. Он использовался для расчета таких характеристик как скорость ПАВ (v_R), упругие модули и др. Эксперименты показали, что изменение объемной плотности нанопор, не

выявляемых прямой визуализацией, размер которых на порядки меньше разрешающей способности САМ, коррелирует со значениями v_R и $\Delta V/V\%$ (рис.2).

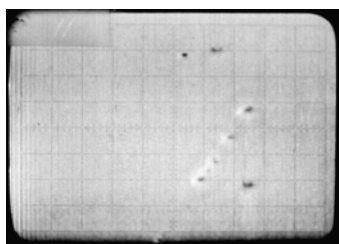


Рис. 1. Акустомикроскопическое изображение неоднородностей в (Ge <111>) (иммерсионная жидкость H_2O , $f=404$ МГц, $Z=-22$ мкм, масштаб 18 мкм/дел.)

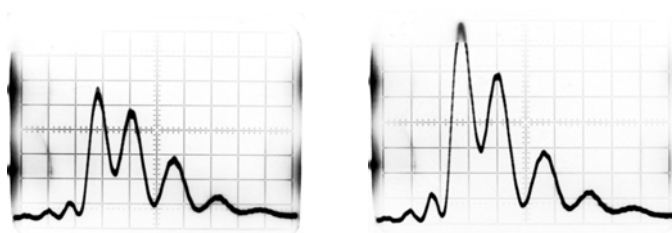


Рис. 2. Изменение формы $V(Z)$ -кривой в районах с различной плотностью нанопор в стекле марки ТПС ($v_R = 3,53 \cdot 10^3$ м/с, $\Delta Z_N = 19,37$ мкм, $(\Delta V/V)_{\max} = 41\%$, масштаб по вертикали 1 дел.= 0,25 В, по горизонтали – 1 дел.=12 мкм;)

Для применяемых методов природа материала не играет принципиального значения. Возможность анализа характеристик углеродного материала с помощью САМ демонстрируется на примере графита ПРОГ (см. табл.).

Характеристика	Значение
Скорость ПАВ, v_R (10^3 м/с)	2,01
Модуль упругости, E (10^9 Па)	12,77
Интервал, ΔZ_N (10^{-6} м)	5,6
Коэффициент Пуассона, ν	0,14
Пористость, θ (%)	14
Плотность, ρ_s (10^3 кг/м ³)	1,124

1. Кулаков М.А, Кустов А.И, Морозов А.И. Сканирующий акустический микроскоп // Приборы и техника эксперимента, 1986, N 2, с.194-196.
2. Кустов А.И. Обнаружение неоднородностей акустомикроскопическими методами // “Физика и химия стекла”, 1998, т.24, № 6, с.809-816.

СТРУКТУРНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В СПЛАВАХ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

Лябук С.И.

Национальный Технический Университет «Харьковский Политехнический Институт»
Харьков, Украина, ilinsky@kpi.kharkov.ua

Проявление структурного механизма релаксации напряжений зависит от кинетики, природы и степени развития физико-химических процессов, стабилизирующих структуру. Протекание структурных и фазовых превращений в сплавах, находящихся под нагрузкой, способствует усилению релаксации напряжений вследствие развития особого структурного механизма релаксации [1,2]. При этом сплав с менее стабильной структурой релаксирует сильнее, чем сплав с более стабильной структурой. Пластическую деформацию при релаксации напряжений можно представить в виде суммы сдвиговой и структурной компонент.

Целью данного исследования являлось изучение особенностей структурной релаксации напряжения в сплавах с метастабильной структурой. Объектами исследования явились бронза БрБ2 и нержавеющая сталь 12Х18Н9, имеющие метастабильную структуру после «резкой» закалки при отрицательной температуре (253 К). Изучали проявление структурной релаксации в процессе механической релаксации напряжений, проводимой на установке TIRAtest-2300 в режиме активного растяжения в интервале температур 293–573 К. Релаксация напряжений оценивалась по относительной глубине релаксации ($\Delta\sigma/\sigma_0, \%$, где σ_0 – начальное напряжение на уровне предела текучести $\sigma_{0,1}$), которая, как известно, является величиной, обратной релаксационной стойкости. Прохождение фазовых превращений в процессе испытания контролировалось с помощью рентгеноструктурного анализа и измерения электросопротивления.

В результате исследований была обнаружена аномально высокая релаксация напряжений при температуре 473 К (бронза) и 573 К (сталь), достигающая значений $\Delta\sigma/\sigma_0 = 40\text{--}50 \%$. При этом отсутствовало обычно наблюдаемое упрочнение при релаксации напряжений (в ряде случаев величина упрочнения имела отрицательные значения). Эти данные свидетельствуют о протекании интенсивных фазовых превращений в бронзе и стали, которые заключаются в процессах выделения частиц второй фазы при распаде твердого раствора.

Таким образом, структурные превращения в метастабильных бронзе и стали, происходящие в процессе релаксации механических напряжений, приводят к аномально низкой релаксационной стойкости. Предложено объяснение наблюдаемых эффектов.

1. С.В. Грачев. О структурном механизме релаксации напряжений в метастабильных сплавах // *МиТОМ*, № 7, 2005, с. 38 – 44.
2. A.I.Il'insky, S.I.Lyabuk, A.I.Zubkov. Relaxation resistance of copper films strengthened with molybdenum nanoparticles // *Functional Materials*.-2003.-10.- №1.-P.52-54.

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПЛЁНОК СИСТЕМЫ Ti-N В КАБЕЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Смоланов Н. А., Бузлаев А. В.*, Панькин Н. А.

Мордовский государственный университет им. Н.П.Огарёва, Саранск,

** ОАО «Сарансккабель», Саранск*

Целью работы является разработка и внедрение износостойких покрытий на деталях для производства электротехнического кабеля.

1. Проведён анализ характера разрушения поверхностного слоя изделий (фильеры, вальцы и т.д.) в условиях контактного давления и циклических напряжений со стороны перерабатываемого материала (медной и алюминиевой катанки, пластмасс, резины и т.д.)
2. На основании литературных данных и собственных лабораторных исследований определены технологические параметры для получения модифицированной поверхности, обладающей повышенными трибологическими свойствами.
3. Приведены результаты заводских испытаний изделий с многослойными покрытиями на основе карбонитрида титана. Обсуждаются возможные механизмы и предлагаются материалы для повышения прочности и износостойкости поверхностных слоёв.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Панькин Н. А., Смоланов Н. А.

Мордовский государственный университет им. Н.П.Огарёва, Саранск

Целью настоящей работы являлось исследование структуры и механических свойств покрытий системы титан-азот, полученных методом конденсации с ионной бомбардировкой. Данные плёнки наносили на установке ННВ 6.6И4 с блоком дооснащения «Поток». В качестве материала подложки были взяты образцы из нержавеющей сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т с размерами $(20 \times 15 \times 1) \text{ мм}^3$.

Исследование атомно-кристаллической структуры осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-6 в CuK_α -излучении. Металлографические измерения проводили на микротвердомере ПМТ-3М при различных нагрузках на индентор (50–100 г).

Покрyтия, полученные без подачи азота в вакуумную камеру, определялись α -фазой титана с ГПУ кристаллической решёткой. Кроме неё, при малых расстояниях до катода, обнаружена дополнительная фаза – возможно, соединение титана с железом. Она, вероятно, образовалась на начальном этапе обработки поверхности подложки. Плёнки полученные при добавлении азота до парциального давления 0,05 Па состояли из δ -фазы нитрида титана с ГЦК-решёткой типа NaCl. Для дифракционной картины от системы плёнка-подложка, в обоих случаях, было характерно значительное уширение дифракционных максимумов. Это указывает на большие значения микродеформаций ($\sim 10^{-3}$) и малость размера зерна ($\sim 10^1 \text{ \AA}$). При этом их зависимости от местоположения образца в камере носит сложный характер.

Микротвёрдость титановых покрытий изменялась от 11 до 3 ГПа, TiN-плёнок – от 22 до 12 ГПа по мере удаления от катода. При этом величина твёрдости покрытий монотонно убывает при увеличении нагрузки на индентор. Это связано с ростом вклада твёрдости подложки в суммарную твёрдость.

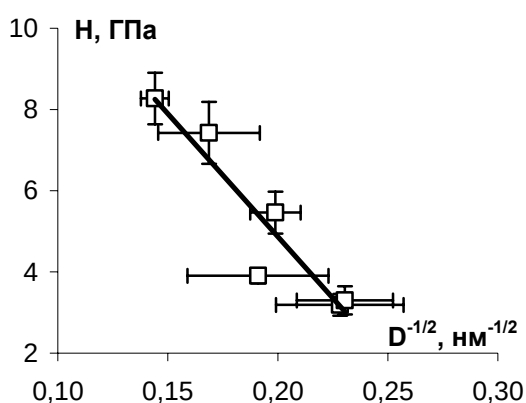


Рис. Зависимость микротвердости (100 г) плёнок титана на стали 12Х18Н10Т от размера зерна

Известно, что уменьшение размера зерна способствует увеличению твёрдости материала – закон Холла–Петча $H_0 = f(D^{-1/2})$. В нашем случае, для плёнок титана, мы наблюдаем обратную зависимость. Обсуждаются основные группы теоретических моделей описывающие причины отклонений от классического закона Холла–Петча. В одной из них плёнка рассматривается как композитный материал, в котором роль основных компонентов играют внутренние области зерен и границ между ними. Другая группа моделей описывает эволюцию дефектов и зернограницных структур, с особым упором на изучении микроскопических (физических) механизмов пластической деформации (движение

решёточных дислокаций, зернограницное проскальзывание, механизмы диффузионной пластичности).

TRANSLATION-ROTATION MECHANISM OF DEFORMATION UNDER MACRO-, MICRO- AND NANOINDENTATION

Grabco D., Shikimaka O., Leu D.

Institute of Applied Physics, Moldavian Academy of Sciences, Chisinau, Moldova,
grabco@phys.asm.md

The behaviour of solids under action of the external load is a key problem in modern materials science and technology. Plasticity and brittleness of materials, their ability to accumulate and relax stresses are in many cases the properties that determine the lifetime cycle of goods, various devices, apparatus and constructions.

At present much progress is achieved to clear up the features of plastic deformation of different materials under concentrated loading. Much deformation and fracture regularities were established in recent years. However, because of the complexity of deformation character, physics of microindentation process and moreover of nanoindentation one in many cases remains obscure. In view of told the given problem is advanced for study in the work

The fulfilled complex investigations of the deformation zones around indentations have been done at different loads: macro-(>10 N), micro-(0.01–2 N) and nano-loads (0–0.2 N). The researches of dislocation structure, fine surface relief by using AFM, microstructural and EDX analysis, behaviour of nanoindentation curves $h(P)$ shown that the decrease of dislocation mobility led to intensification of the rotation plasticity and involving of other mechanisms of plastic deformation, such as, twinning, phase transition, material compression.

It was revealed that the translation mechanism of deformation under indentation in a large part is provided by the dislocation motion. The rotation mechanism is included in the deformation process if the share of disclination movement becomes noticeable. The conversion from translation plasticity to the rotation-translation one means the transition to a higher level of plastic deformation, the mesolevel, when the possibilities of the previous microscopic level (dislocation one) are exhausted. In general, five specific regions corresponding to different structural levels of deformation can be marked in deformed zone of indentations [1]. These are as follows: 1-the superdefect zone, nearest to the indentation; 2-the quasi-structured region; 3-the region with a high dislocation density; 4-the peripheral dislocation zone; 5-region of elastic deformation, which borders whole deformed zone around indentations.

For all investigated materials (ionic, ionic-covalent, mixed and covalent crystals, metals, semimetals, etc.) it was established that the first four regions can be combined in two specific regions: (i) peripheral region (zones: 3, 4) predominantly with the dislocation deformation mechanism (otherwise, translation mechanism, **microlevel**); and (ii) quasi-destruction region (zones: 1, 2) mainly with the disclination mechanism (rotation mechanism, **mesolevel**).

The contribution of both the dislocation and disclination (or, translation and rotation) mechanisms to the indentation process depends on the load value and deformation temperature. The temperature increase and load value diminution shifts the process to the side of dislocation mechanism. At heavy load and low temperatures the disclination mechanism largely contributes to the deformation process. The concrete load and temperature intervals limitative the most probable contribution of one or another mechanism are diverse for crystals of different type of bond. It was shown that in the low temperature region the interstitial deformation mechanism has some contribution in the deformation process, as well.

1. D.Grabco, B.Pushcash, M.Dyntu and O. Shikimaka. Thermal evolution of deformation zones around microindentation in different types of crystal // Phil. Mag. A, 2002, v. 82, No.10, p.2207-2215.

ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ВОКРУГ МИКРО- И НАНООТПЕЧАТКОВ, ВЫЯВЛЯЕМЫХ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ

Грабко Д. З., Шикимака О. А., Леу Д. С.

Институт прикладной физики, Академия Наук Молдовы, Кишинэу, Молдова,
grabco@phys.asm.md

В работе представлены результаты исследования методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) большой группы монокристаллов KCl, LiF, CaF₂, MgO, GaP, Si, SiO₂, микрокристаллического GaN и поликристаллической α -латуни при микро- и наноиндентировании.

Проведено сравнение деформированных областей вокруг микро- и наноотпечатков, выявлены их общие и специфические особенности (Рис.1,2). На основе наблюдений картин АСМ и теоретических оценок было показано, что степень деформации, создаваемая индентором Берковича (наноиндентирование), выше степени деформации от индентора Виккерса (микроиндентирование), особенно на начальной стадии погружения индентора в материал, что является причиной большего вклада ротационной пластичности и повышенного трещинообразования при нано-индентировании по сравнению с микроиндентированием. Было показано, что для одних и тех же нагрузок на индентор вокруг наноотпечатков наблюдается более сильно выраженное фасетирование поверхности по сравнению с микроотпечатками.

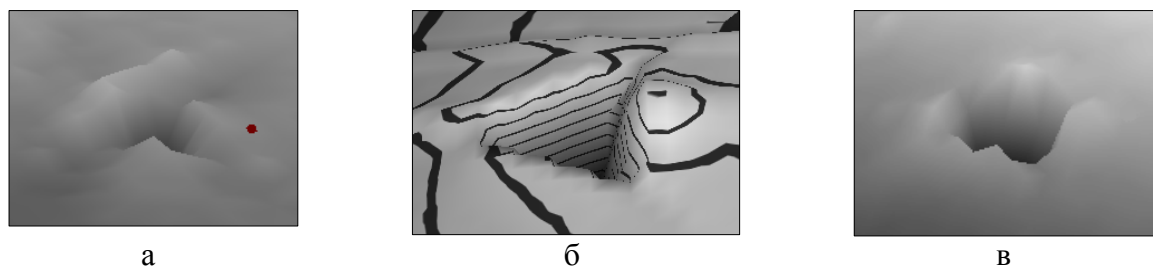


Рис. 1. АСМ, 3D- изображение. Рельеф поверхности в зоне отпечатков. а) MgO, 9 Г, грань (001); б) CaF₂, 12 Г, (111); в) α - латунь, 20 Г. Индентор: а, б – Беркович; в – Виккерс

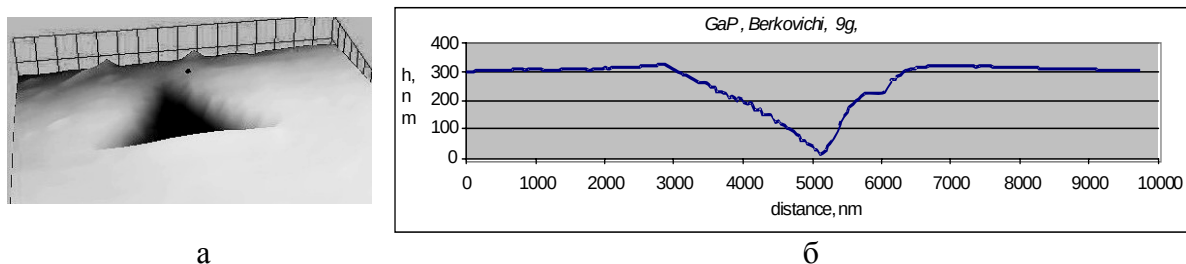


Рис.2. Фасетирование поверхности отпечатков, выявляемое в режиме АСМ. Монокристалл GaP, индентор Берковича, P= 9 Г, а – 3D- изображение; б – поперечный профиль отпечатка

Морфологические исследования выявили основные субструктурные составляющие этих деформированных зон: мультиплетное трансляционное скольжение, фасетирование отпечатков, межзеренное проскальзывание, дисклинация зигзагообразной формы, возникновение мезосубструктуры, ротация и фрагментация блоков и др. Закономерная эволюция этих структурных составляющих приводит к возникновению, созданию и развитию различных структурных уровней пластической деформации: *микро-, мезо- и макроуровня*.

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ПЕРЕПЛАВЛЯЕМЫХ ДЕНТАЛЬНЫХ СПЛАВОВ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Чайка Е. Н., Доценко В. И., Тихоновский М. А.*

*Украинская медицинская стоматологическая академия, Полтава, Украина
* Национальный научный центр “Харковский физико-технический институт”,
Харьков, Украина*

Целью исследования явилось установление закономерностей изменения состава, структуры и физико-механических свойств типичных дентальных сплавов на основе систем Co–Cr–Mo (Remanium GM-700) и Ni–Cr–Mo (Remanium CSe) при многократных повторных переплавах и определение возможности использования неоднократно переплавленных сплавов для применения в практике стоматологического протезирования.

Проведены исследования элементного и фазового состава, структуры и физико-механических свойств литейных сплавов на основе систем Co–Cr–Mo и Ni–Cr–Mo стоматологического назначения. На основе этих результатов решена важная научная задача установления закономерностей изменения элементного состава, фазово-структурного состояния и свойств типичных кобальтовых и никелевых дентальных сплавов в ходе многократных повторных переплавов.

Установлены закономерности изменения физико-механических свойств кобальтового и никелевого сплавов при многократных переплавах. Показано, что наиболее существенно при увеличении числа переплавов снижаются микротвердость и предел прочности сплавов. Снижение предела прочности протекает в несколько этапов: I этап – заметное снижение предела прочности σ_b по сравнению с паспортными данными уже после I переплава; II этап – постепенное снижение σ_b при дальнейших переплавах; III этап – катастрофическое снижение σ_b , связанное с охрупчиванием материала. Наступление III этапа происходит в кобальтовом сплаве значительно раньше (3-й переплав), чем в никелевом (5-й переплав). Основными механизмами, которые ответственны за снижение механических характеристик при переплавах, является изменение дисперсности микроструктуры сплавов и накопление примесей. При этом изменение дисперсности играет основную роль на I этапе, а накопление примесей – на последующих этапах. Накопление примесей ведет к образованию достаточно крупных (50 мкм и более) включений оксидов и карбидов, которые при достижении критической концентрации инициируют хрупкое разрушение сплавов на третьем этапе.

Основным источником накопления примесей в сплавах является поверхность переплавляемых материалов. Предложены методы обработки поверхностей перед переплавом (механическая полировка, электролитическая полировка и химическое травление), которые позволяют заметно снизить деградацию механических свойств на II этапе и, по крайней мере, отдалить наступление III-го этапа. На практике наиболее рационально применение метода химического травления поверхностей переплавляемых материалов.

Полученные результаты свидетельствуют о принципиальной возможности рециркуляции литейных дентальных сплавов на основе Co–Cr–Mo и Ni–Cr–Mo. При этом, однако, необходимо соблюдать предложенную в работе технологию обработки поверхностей переплавляемого материала и учитывать характер отливаемых изделий (протяженность, толщину, характер функциональной нагрузки и др.)

СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ Me–O ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МИКРОМЕХАНИЧЕСКОГО ПЕРЕНОСА ЧАСТИЦ ВРАЩАЮЩЕЙСЯ ЩЕТКОЙ

Муктепавела Ф.^{1*}, Бакрадзе Г.¹, Таманис Э.², Столярова С.³

¹ *Институт физики твердого тела Латвийского университета, Латвия*

² *Даугавпилсский университет, Латвия*

³ *Институт твердого тела, Технион, Израиль*

* famuk@latnet.lv

Одним из простых и экономичных способов получения наноструктуры является метод больших деформаций. Традиционные методы (размол, РКУ) для получения покрытий непригодны. В данной работе для этой цели использовано явление микроскопического переноса частиц металла при трении в варианте обработки двух поверхностей (металл–подложка) вращающейся проволоочной щеткой при 293°K на воздухе. Под действием динамических сдвиговых деформаций (ДСД) происходит отрыв металлических частиц, сцепление с проволочкой и перенос к подложке. По нашим представлениям, в процессе разрушения в частице формируется фрагментированная структура с размером ~100нм, содержащая сеть микротрещин. При соударении с подложкой в условиях ДСД происходит адгезионное взаимодействие металла с подложкой и еще большее измельчение структуры частицы. Процесс повторяется многократно и подобен в микроаспектах механическому легированию в атриторах. Поскольку образование покрытия происходит на воздухе, то идет интенсивное окисление металлических внешних и внутренних поверхностей, что должно стабилизировать образующуюся наноструктуру металла. Технология получения и применения такого рода "щеточных" покрытий разработана в [1]. В данной работе нами проведено получение и исследование свойств покрытий Al на стекле, Al на Al и Al на Cu.

Результаты, показали, что микротвердость алюминиевых покрытий вблизи поверхности составляет 4 ГПа, а на глубине 1мкм – 1,5 ГПа. Применение методов АСМ, РД, послойного химического (ВИМС) и структурного (РЭМ) анализа покрытий позволило объяснить столь высокие значения микротвердости наноструктурным состоянием покрытий и присутствием оксидных слоев. Все покрытия характеризовались высокой адгезией к подложкам, и ни при каких нагрузках не происходило отслаивания. Это объясняется действием ДСД, что, как нами было показано ранее [2], приводит к образованию реакционной зоны на границах раздела металл–оксид и формированию химических связей. Отжиг в вакууме (10^{-6} Па) в интервале температур 293–823 К не привел к изменению структуры и свойств в системах Al/стекло и Al/Al, однако для Al/Cu системы наблюдалось формирование окислов стехиометрического состава (Al_2O_3 , Cu_2O , CuO), что связано с диффузией и перераспределением кислорода на межфазных границах. При этом не происходило образование химических соединений, характерных для фазовой диаграммы Al–Cu.

Результаты свидетельствуют, что использование описанного деформационного метода для получения покрытий весьма перспективно, поскольку в сравнительно простых условиях формируется нанокompозитная структура материала, стабильная в широком интервале температур и обеспечивающая хороший комплекс микромеханических свойств.

1. Л.С.Белевский, В.П.Анцупов, В.А.Досманов, Трение и износ, 1989, 10(1), 119.
2. Ф.Муктепавела, Г.Бакрадзе, С.Столярова, Известия РАН, Серия: Физическая, 2006, 70(9), 1385.

МИКРОТВЕРДОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ В Zn

Муктепавела Ф., Бакрадзе Г., Сурсаева В.*

Институт физики твердого тела Латвийского университета, Латвия
**Институт физики твердого тела РАН, Черногловка*

Свойства границ зерен (ГЗ) и тройных стыков (ТС) играют большую роль в поликристаллических материалах. В физике деформационных явлений границы зерен при $T \leq 0,2 \div 0,4 T_{пл}$ рассматриваются как барьеры для движения дислокаций и могут вызывать как упрочнение, так и хрупкость вследствие концентрации напряжений. При $T > 0,2 \div 0,4 T_{пл}$ во многих металлических материалах возможно явление зернограницного скольжения (ЗГС), что, в свою очередь, может как повышать, так и понижать пластичность материала в зависимости от степени развития аккомодационных процессов. Наконец, зернограницное упрочнение часто может быть связано с сегрегацией примесей. Поэтому изучение механических характеристик самих границ зерен возможно только на чистых образцах металлов. Метод нано- и микроидентирования позволяет исследовать механические свойства ГЗ. При этом предпочтительно использовать прецизионный микротвердомер, который, в отличие от нанотвердомера, не столь чувствителен к неизбежным микронеровностям поверхности образца.

В данной работе на высоко чистом (99,999 %) поликристаллическом ($d = 30$ мкм) Zn проведено исследование микротвердости в объеме зерен, на границах зерен и тройных стыках. Эксперименты были выполнены на прецизионном микротвердомере ПМТ-ЗМ с оригинальной конструкцией нагружающего устройства, позволяющей проводить измерения при очень малых нагрузках, начиная с 0,14 г. Результаты показали, что при одной и той же нагрузке значения микротвердости ГЗ и ТС в полтора раза выше, чем в объеме зерна. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что как ГЗ, так и ТС не содержат избыточных по отношению к объему примесей. Это означает, что повышенная твердость не связана с сегрегационными явлениями, а отражает свойства ГЗ и ТС. Как известно, в монокристалле Zn наблюдается масштабный эффект твердости. Измерения на ГЗ и ТС также выявили подобную закономерность. С уменьшением нагрузки в интервале от 0,14 г до 3 г микротвердость ГЗ и ТС возрастала. При нагрузках, когда деформационная зона вокруг отпечатка была меньше, чем размер зерна, измерения микротвердости в центре зерен соответствовали микротвердости монокристалла Zn. При больших нагрузках можно было ожидать более высокую микротвердость поликристалла Zn по сравнению с монокристаллом вследствие высоких значений твердости ГЗ и ТС. Однако результаты показали обратную картину. Начиная с нагрузок $P = 50$ г и выше, когда в процесс деформации было вовлечено уже несколько зерен, микротвердость поликристаллического Zn оказалась даже несколько меньше, чем монокристалла. Структурные исследования вокруг отпечатков установили развитие ЗГС в поликристалле при этих нагрузках. При этом наблюдалось уменьшение размеров зоны деформации и торможение двойников на границах зерен. По-видимому, развитие деформации в теле зерна является активирующим фактором для ЗГС, которое приводит к релаксации напряжений на границах и является основной причиной уменьшения твердости поликристалла. С понижением температуры ЗГС исчезало, и твердость поликристалла возрастала. Результаты показывают зависимость механических свойств границ зерен от схемы приложенных напряжений и температуры.

Авторы благодарят Российский Фонд Фундаментальных исследований (проект РФФИ ИННО 06 02 17257) и Латвийский совет по науке (грант 05.1705) за финансовую поддержку направления исследований.

ТРОЙНЫЕ СТЫКИ КАК ВАЖНЫЙ ФАКТОР СТАБИЛИЗАЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ

Сурсаева В. Г., Швиндлерман Л. С.

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка,
sursaeva@issp.ac.ru

Роль тройных стыков при движении границ обсуждается в науке о материалах уже довольно давно. К концу пятидесятих общепринятой была точка зрения W.Mullins, что тройные стыки не тормозят движение границ, и их роль в процессе роста зерен сводится к поддержанию равновесных углов в точке пересечения границ. Именно поэтому границы зерен в науке о материалах считались ответственными за микроструктуру элементами, которыми можно охарактеризовать процесс роста зерен. Считалось, что подвижность границ зерен ответственна за изменение среднего размера зерна. Это и понятно: не было ни теоретических, ни экспериментальных данных о независимых измерениях энергии границ в точке тройного стыка, не сравнивались подвижности границ и тройных стыков, подвижности тройных стыков даже не измерялись. С точки зрения современных представлений не учитывание влияния тройных стыков нам представляется совершенно необоснованным. Число тройных стыков сравнимо по величине с числом границ зерен в поликристалле. Поэтому можно предположить, что тройные стыки являются такими же структурными элементами, как и границы зерен, свойства тройных стыков также определяют процесс роста зерен.

Изучение кинетических свойств индивидуальных, специально изготовленных тройных стыков с наперед заданной кристаллогеометрией позволило нам выявить ряд закономерностей их стационарного движения. Экспериментальные результаты по изучению подвижности системы границ зерен с тройным стыком в Al и Zn показали, что при низких температурах тройной стык оказывает тормозящее влияние на движение системы. Система движется в режиме *стыковой* кинетики. При высоких температурах лимитирующим звеном при движении системы границ зерен с тройным стыком становятся границы зерен. Система движется в режиме *границной* кинетики. Показано, что существует температура, при которой происходит переход от *стыковой* кинетики к *границной*. Энергия активации процесса при *стыковой* кинетике движения системы значительно выше, чем при *границной*.

Сопоставление данных, полученных на индивидуальных тройных стыках с результатами, полученными на поликристаллах, позволяет выявить степень участия тройных стыков в ходе роста зёрен на разных температурных стадиях. В ходе роста зёрен некоторые тройные стыки сбрасывают торможение. В результате сбрасывания торможения формируются области интенсивного изменения микроструктуры. Наряду с ними остаются области, в которых практически не происходит никаких изменений.

Авторы благодарят Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ ИННО 05 02 04017.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ

Константинова Т. Е., Спусканий В. З., Глазунова В. А., Лоладзе Л. В.

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина,
г. Донецк, Украина
tatjana@konstant.fti.ac.donetsk.ua*

Возможности дальнейшего улучшения свойств с помощью деформации титановых сплавов, имеющих широкое применение в различных областях техники, далеко не исчерпаны.

В работе исследовано влияние деформации в условиях высоких давлений (ВД) двух типичных представителей класса титановых сплавов – ВТ22 (Ti–5Mo–5Al–5V), как конструкционного материала, и Nb–Ti (Ti–40% Nb), используемого как функциональный материал. Исследования проводились с помощью методов оптической и трансмиссионной электронной микроскопии.

Цель работы – исследование физических механизмов пластической деформации вышеуказанных сплавов в условиях высоких давлений при использовании методов холодной гидроэкструзии (ХГЭ) и горячей винтовой экструзии (ГВЭ) для сплава ВТ22 и равноканального многоугольного прессования (РКМУП) для сплава Nb–Ti.

Образцы сплава ВТ22, которые в исходном состоянии имели двухфазную структуру (49% α + 51% β), деформировались жидкостью высокого давления методом ГВЭ при температуре $\sim 600\text{--}700^\circ\text{C}$. Технология проведения ГВЭ детально описана в работе [1]. Использование сложных схем деформации совместно с температурой позволяет реализовывать большие степени деформации материала без его разрушения. В условиях ГВЭ деформация происходит по дислокационному механизму. При больших степенях деформации происходит образование областей с непрерывным изменением ориентации кристаллической решетки (изгибная мода [2]), что имеет место и при ХГЭ.

Образцы сплава (Ti–40% Nb) подвергались обработке по различным схемам нагружения с промежуточной термообработкой. В исходном состоянии сплав имеет совершенную структуру с плотностью дислокаций $\sim 10^6\text{ см}^{-2}$. После РКМУП наблюдается существенное увеличение плотности дислокаций до $\sim 10^{10}\text{ см}^{-2}$, распределение которых неоднородно, появляются также нанозерна, возникающие в результате скачкообразной релаксации критических напряжений.

Для выяснения механизма деформации было проведено сравнение образцов после РКМУП и ХГЭ. Анализ дифракционного контраста показал, что ячеистая структура в данном сплаве не формируется, а деформация реализуется на мезоуровне путем образования дипольных локальных изгибов кристаллических плоскостей подобно тому, как описано для ВТ22.

Таким образом, общим для титановых сплавов при деформации их в условиях высоких давлений является реализация изгибной моды, которая в дальнейшем играет существенную роль в преобразовании структуры при последующем нагреве.

1. Я.Е.Бельгейзимер, В.Н.Варюхин, Д.В.Орлов, С.Г.Сынков. Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций. ДонФТИ, Донецк, Украина (2003).
2. Т.Е.Константинова. Мезоструктура деформированных сплавов. ДонФТИ, Донецк, Украина, 1997. – 170 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА НЕУСТОЙЧИВУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СПЛАВОВ Al–Mg

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Денисов Е. К.,
Алпатов Д. М., Михлик Д. В., Золотов А. Е.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов
Shibkov@tsu.tmb.ru

Сплавы чистого алюминия с 2-6% Mg считаются классическими для исследования неустойчивой пластической деформации, которая проявляется в виде скачков нагрузки при деформировании в «жесткой» испытательной машине (эффект Портевена – Ле Шателле) или в виде скачков деформации при деформировании в «мягкой» испытательной машине (эффект Савара – Масона [1]). Для объяснения скачкообразной деформации металлических сплавов обычно привлекают механизм динамического деформационного старения [2]. В настоящей работе исследовалось влияние исходной структуры сплавов AMg3, AMg5 и AMg6 на характеристики скачкообразной деформации этих сплавов. Методика экспериментов подробно описана в [3]. Установлено, что отжиг в течение 1 часа при температуре 450 °С и последующая закалка на воздухе существенно изменяет характер скачкообразной деформации сплавов AMg3 и AMg5, деформируемых в «мягкой» машине с постоянной скоростью возрастания нагрузки $\dot{\sigma}_0 = const$. В течение двух суток после термообработки количество скачков на кривой деформирования и мелких скачков в структуре фронта крупного скачка значительно меньше, чем у неотожженного образца. В последующие трое суток форма ступенчатой кривой нагружения образца восстанавливается, что свидетельствует о значительном влиянии продуктов старения на неустойчивую деформацию сплавов Al–Mg.

Проведено исследование влияния температуры предварительного отжига на характер скачкообразной деформации. Обнаружено, что при варьировании температуры отжига и постоянном времени старения (1 час) после закалки в узком интервале температур, равном примерно десяти градусам, вблизи точки $T_c = 265$ °С, являющейся температурой распада β -фазы (интерметаллида Al_3Mg_2), происходит резкое изменение прочностных и пластических свойств сплава AMg6. Установлено, что наиболее сильной функцией отклика на изменение состояния примесей, определяемого термообработкой, являются характеристики неустойчивости пластической деформации – количество мезо- и макроскачков, степень локализации в деформационных полосах и их подвижность. Обнаружено, что факторы, блокирующие границы зерен – наличие в границах кремния или интерметаллида Al_3Mg_2 – полностью подавляют макроскопическую скачкообразную деформацию. Эти факты не вполне согласуются с механизмом динамического деформационного старения, обычно используемого для объяснения прерывистого пластического течения, и требуют учета состояния границ зерен, в частности, эффекты проскальзывания по границам зерен для разработки реалистичных моделей неустойчивой деформации поликристаллических сплавов.

Работа выполнена при поддержке Президентского гранта (проект № МК-4627.2006.2) и гранта РФФИ (проект № 04-02-16143).

1. McCormick P.G. // Acta Metall. 1988. V.36. № 12. P. 3061-3067.
2. Estrin Y., Kubin L.P. // Continuum models for materials with microstructure. N.-Y. 1995. P. 395.
3. Шибков А.А., Лебедкин М.А., Желтов М.А. и др. // Заводская лаборатория. 2005. № 7. Т. 71. С. 20.

КОМПЛЕКС IN SITU МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ НЕУСТОЙЧИВОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Шибков А. А., Лебедкин М. А. *, Желтов М. А., Шуклинов А. В.,
Денисов Е. К., Алпатов Д. М., Золотов А. Е., Михлик Д. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина

**Институт физики твердого тела РАН*

Shibkov@tsu.tmb.ru

Деформационное поведение металлов и сплавов при больших степенях деформации ($\varepsilon > 10\%$) характеризуется, как правило, активизацией нескольких механизмов пластической деформации: дислокационного скольжения, проскальзывания по границам зерен, ротации зерен и т.д. Поэтому для их изучения необходим комплексный подход, основанный на сочетании взаимодополняющих методов исследования динамики ансамблей дислокаций и других дефектов соседних иерархических уровней. В настоящей работе представлен оригинальный комплекс in situ методов исследования неустойчивой деформации металлов преимущественно на мезо- и макроуровне, который основан на одновременном использовании оптических методов изучения динамики поверхности, включая спекловую интерферометрию, методов акустической и электромагнитной эмиссии совместно с традиционным способом регистрации скачков на кривых нагружения [1, 2]. Описанный комплекс позволяет бесконтактно регистрировать и измерять скачки деформации, выявлять и исследовать кинетику распространяющихся полос деформации на поверхности металла и синхронно измерять сигналы акустической и электромагнитной эмиссии, возбуждаемые нестационарной пластической деформацией, т.е. позволяет получать более многомерную информацию о кинетике и пространственной неоднородности пластической деформации образца. Показано, что данный комплекс, созданный на базе мягкой деформационной машины, в большей степени отвечает задачам экспериментального исследования неустойчивого пластического течения металлов, чем традиционные методы исследования скачков нагрузки в жестких испытательных машинах.

Работа выполнена при поддержке Президентского гранта (проект № МК-4627.2006.2) и грантов РФФИ (проект № 04-02-16143 и № 04-02-17140).

1. Шибков А.А., Лебедкин М.А., Желтов М.А и др. // Заводская лаборатория. 2005 № 7. Т. 71. С. 20.
2. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А и др. // Известия РАН. Сер. Физ. 2006. Т. 70. № 9. С. 1373-1377.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti-N ПРИ ЕГО БОМБАРДИРОВКЕ КОМБИНИРОВАННЫМ ПОТОКОМ ИОНОВ

Букрина Н. В., Князева А. Г., Сергеев В. П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

С целью повышения износостойкости режущего инструмента широкое применение получили покрытия на основе нитрида титана. Однако в процессе более детального исследования свойств выяснилось, что они имеют ряд недостатков, ограничиваю-

щих перспективу их использования в промышленности. Так, например, они имеют низкую окислительную стойкость.

В настоящее время на основе нитрида титана разрабатывается новый класс покрытий – нанокомпозитные, со средним размером зерен менее 100 нм, в частности, двухфазные покрытия на основе нитридов титана и алюминия. Такие покрытия проявляют в ряде случаев уникальное сочетание свойств: высокую твердость, износостойкость, окислительную стойкость и, одновременно, высокий коэффициент упругого восстановления и низкий коэффициент трения.

Для моделирования этого технологического процесса с целью дальнейшей оптимизации технологии и выбора подходящих технологических параметров предложена и исследуется математическая модель процесса формирования структуры покрытия при его обработке потоком ионов алюминия и бора.

В модели учитывается образование химических соединений, возникающих в результате обработки поверхности ионами Al^{+} и B^{+} , процессы диффузии, теплопроводности. Система химических реакций записана в соответствии с данными экспериментальных исследований о химической и фазовой структуре покрытий, полученных в результате обработки и с использованием диаграмм состояния. Кинетические уравнения, записанные на основе схемы реакций с помощью закона действующих масс, содержат параметры (константы скорости, энергии активации, теплоты реакций), которые требуют специальной оценки. В модели учтено различие характерных масштабов процессов диффузии и теплопроводности; нагрев покрытия за счет потери энергии ионами; их проникновение вглубь покрытия.

Сформулированная задача решается численно.

В результате решения задачи получают распределения элементов и фаз в покрытии в различные моменты времени и к окончанию процесса обработки.

Работа выполнена при поддержке фонда РФФИ, грант № 0508-33412_а.

УЗЕЛ ЮСТИРОВКИ ОПТИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Гостев И. В., Калиновский В. В., Севрюгин И. В.

Институт лазерно-физических исследований, ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», Саров

kalinovsky@otd13.vniief.ru,

sevryug@rol.ru

С целью разработки новых компактных и надежных узлов автоматической юстировки оптических схем были исследованы исполнительные проволочные элементы, обладающие эффектом памяти формы. На их основе разработана и испытана автоматизированная система управления зеркалом для стабилизации направления отражения излучения.

Проведены измерения механических, динамических и электрических характеристик образцов проволоки ($\varnothing$ 0,4 и 0,6 мм) из сплава никелида титана, обладающего указанным эффектом. Исследовано поведение материала при фазовом переходе в диапазоне нагрузок от 40 до 160 МПа. Изучены скоростные характеристики проявления эффекта памяти формы при импульсном нагреве и охлаждении исполнительных элементов.

Выполнены испытания проволочных элементов с использованием принудительного внешнего охлаждения.

Разработаны юстировочный механизм и электронная схема управления положением юстируемого зеркала. Использование проволоки из никелида титана, сплава с памятью формы, позволило создать компактный узел юстировки, обеспечив непосредственное преобразование управляющего электрического тока в перемещение юстируемого элемента без двигателей, редукторов и других промежуточных элементов.

Проведены экспериментальные исследования характеристик автоматической системы юстировки.

ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕДЬ-ГРАФИТ И МЕДЬ-ФУЛЛЕРЕНА

Пилюгин В. П., Тетерина Т. М., Антонова О. В., Марченков В. В.,
Ведерникова И. И.*

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
pilyugin@imp.uran.ru
ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», Саров*

Система медь–углерод характеризуется отсутствием карбидов и равновесных твёрдых растворов. В этом отношении система представляет интерес в плане получения неравновесных твёрдых растворов и композитов при различных процессах механоактивации (МА) и их устойчивости. Ранее установлено, что при действии ударных волн в этой системе не происходит образования твёрдых растворов, исходные компоненты «разбегаются». Подобный факт можно было бы объяснить термической неустойчивостью продуктов МА при нагреве, сопутствующий ударно-волновому действию [1]. В настоящее время проявляется интерес к этой системе в связи с ее особенностями электронного транспорта и возможной сверхпроводимости [2-4]. Целями данной работы являлись исследование возможности получения твёрдых растворов и композитов на основе системы Cu–C (10–50) ат.% при МА и изучение их стабильности при последующих нагревах и временных выдержках при нормальных условиях. В качестве способа механической обработки выбран метод деформирования сдвигом под давлением на наковальнях Бриджмена. Выбор метода МА обусловлен возможностью контроля параметров процесса – степени деформации, температуры и усилия сжатия. Исходные материалы представляли собой порошковые смеси меди (размер порошинок 2 мкм, чистота – электротехническая) с графитом (2 мкм, чистота – 99,99%) и меди с фуллеренами C₆₀ (чистота – 99,98% по фазовому, 99,99% по химическому составу). Режимы обработки смесей: давление 5–8 ГПа, степень истинной деформации 4–7, температура 300 К.

Обработка порошковых смесей системы медь-графит начальной деформацией в стеснённых условиях приводит к компактированию смесей в цельные дискообразные образцы, неоднородные по цвету. Увеличение степени начальной деформации приводит к образованию однородных по цвету, хрупких образцов с твёрдостью, превышающей твёрдость чистой меди в 4 раза. Многодневная (15–40 дней) выдержка при комнатной температуре приводит к развитию процесса потери однородности цвета и выделению на поверхности образцов углерода. При нагреве до 100–150 °С процесс цветового расслоения происходит быстрее.

При деформировании смесей порошков меди и фуллеренов (весовое соотношение 1:15) начальной деформацией также происходило компактирование порошков меди и фуллеренов. При деформировании на $\varepsilon = 4$ (1 оборот) распределение компонент весьма неоднородное. На дифрактограммах образцов наблюдали только аморфно-подобную дифракцию от фуллеренов, рефлексы меди отсутствовали. При больших деформациях получали однородные по цвету образцы. Электронная микроскопия на просвет показала, что при деформировании смесей Cu-C₆₀ на степень деформации $\varepsilon = 7$ (5 оборотов) образуется высокодисперсная структура. Увеличение степени деформации приводит к более однородной по составу компонент структуры и к появлению на электронных микродифракциях на фоне дифракции фуллеренов рефлексов меди (рис.1). Выдержка таких образцов в течение нескольких недель также приводит к смене цвета на краях и поверхности образцов за счёт выделения углерода. Скорее всего, в системе происходит поатомное выделение углерода, образовавшегося при деформационной деструкции фуллеренов, т.к. диффузия фуллеренов в меди весьма затруднена.

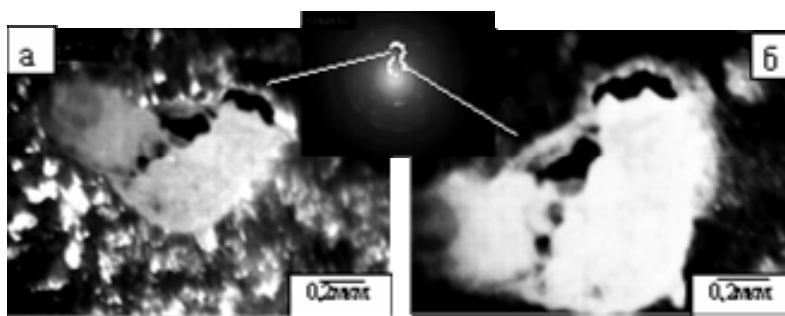


Рис.1 Электронно-микроскопическое изображение системы Cu-C₆₀ после 5 оборотов: а – темное поле в рефлексе меди (111), б – темное поле от гало – фулерит и дифракция

Микротвёрдость образцов системы Cu-C₆₀ после сдвига $\varepsilon = 7$ составляет 2,6 ГПа, временная выдержка при нормальных условиях в течение 12 дней и более не приводит к снижению её значения. Ступенчатые отжики при 100 °С (10, 30 мин, 8 час), 200 °С (3, 7, 20, 30 минут) не вызвали изменения твёрдости. Отжиг при 300 °С (30 мин.) привёл к понижению твёрдости до 2,2 ГПа и при этом на образцах наблюдалось выделение углерода размерами от 3 до десятков микрон, а в центре дискового образца образовалась область почернения до 1,5 мм.

Работа выполнена при поддержке программы Президиума РАН, П-09, №3.

1. O.G.Epanchintsev, A.S.Zubchenko, A.E.Korneyev, V.A.Simonov. J. Phys. Chem Solids, **58**, 11 (1997), 1785-1788.
2. В.И.Иванов-Омский, Э.А.Сморгонская. ФТТ, **41**, 5 (1999), 868-870.
3. Л.В.Луцев, С.В.Яковлев, В.И.Сиклицкий. ФТТ, **42**, 6 (2000), 1105-1112.
4. В.И.Березкин. Письма в ЖЭТФ, **83**, 9 (2006), 455-461.

АНАЛИЗ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ GaAs, СФОРМИРОВАННОГО ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ДИФРАКЦИОННО-МОДУЛИРОВАННОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Москаль Д. С., Надточий В. А, Голоденко Н. Н.

Славянский государственный педагогический университет, Славянск, Украина
slavgpi@slav.dn.ua

Известно, что при использовании разных режимов работы лазера и методов модуляции его интенсивности облучения можно модифицировать локальные области поверхности (~ 100 нм) GaAs [1]. Под воздействием миллисекундного импульса лазерного излучения с интерференционным распределением интенсивности в приповерхностном слое GaAs можно формировать дефектные кластерные структуры [2], которые находят применение в создании лазеров с квантовыми точками, в сверхбыстродействующих фотоприемниках, транзисторах и интегральных микросхемах.

В данной работе исследованы поверхности образцов GaAs, облученные через дифракционные маски разного профиля импульсом лазерного излучения ($\lambda = 0,54$ мкм, $\tau = 10$ нс, $W_p \sim 160$ мДж/см²). В результате дифракции лазерного луча на поверхности образцов задавалось голографическое распределение интенсивности. Неоднородный нагрев порождал в приповерхностном слое поле термоупругих напряжений, величина которых рассчитывалась теоретически с учетом температурных зависимостей физических характеристик полупроводника. Полученное распределение напряжений согласуется с геометрией дефектной структуры поверхности GaAs (рис. 1, а). Облученные образцы изучались методами оптической, электронной и атомно-силовой микроскопии. Создана компьютерная программа для спектрального анализа структур с переменными периодом и высотой рельефа. Найденный спектр приведен на (рис. 1, б). Получено АСМ изображение дефектной структуры поверхности (рис. 2, а). Важно отметить, что фазовый состав поверхности в пределах облученной области существенно не изменился (рис. 2, б).

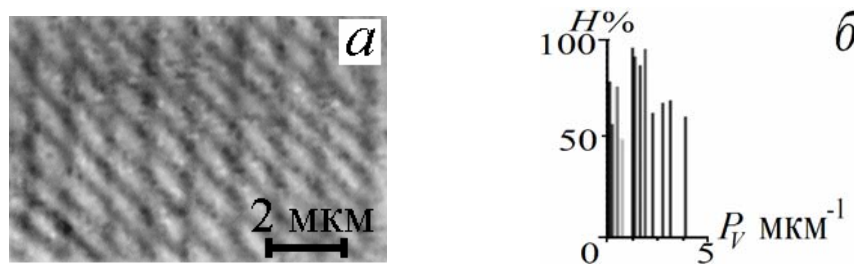


Рис. 1. а – рельефная поверхность, сформированная под воздействием лазерного луча, модулированного в результате дифракции от двух расположенных под углом 45° экранов; б – спектральная диаграмма периодического рельефа

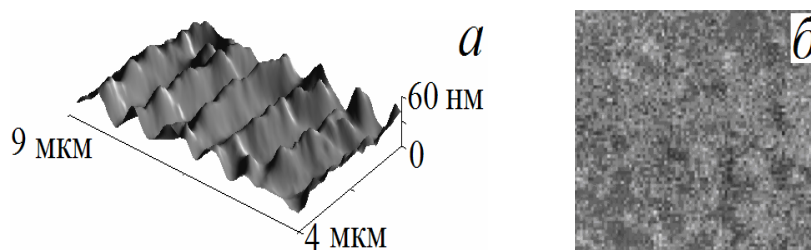


Рис. 2. а – АСМ изображение поверхности GaAs, полученное в результате дифракции от непрозрачной полуплоскости падающего лазерного луча; б – распределение фазового состава на той же поверхности GaAs

В результате проведенных теоретических и экспериментальных исследований было установлено, что поле термоупругих напряжений, возникающее при воздействии наноимпульсного лазерного облучения с дифракционной модуляцией интенсивности, формирует на поверхности GaAs периодический рельеф с дефектными кластерами размером порядка 300 нм.

1. Винценц С.В., Зайцева А.В., Зайцев В.Б., Плотников Г.С. // ФТП. – 2004. – Т. 38. – № 3. – С. 257–264.
2. Moskal D., Nadtochiy V., Golodenko N. // Functional Materials. – 2006. – V.13, No. 1. –Р. 1–5.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВАКУУМНЫХ КОМПОЗИТОВ

Ильинский А. И., Зубков А. И.

*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
Харьков, Украина
zelenskaya@kpi.kharkov.ua*

Обсуждаются возможности вакуумной технологии (PVD) получения дисперсно-упрочненных композитов металл-окисел и металл-металл в виде фольг и покрытий, сочетающих высокие прочность и электропроводность.

Особое внимание уделено бинарным системам на основе меди (Cu–Mo, Cu–W, Cu–Ta) в которых отсутствуют соединения и растворимость в равновесных условиях. В результате целенаправленного варьирования состава паровой фазы и технологических условий, получены конденсаты с широким спектром структурных состояний: пересыщенные растворы Mo, W, Ta в кристаллической решетке меди и (или) высокодисперсные двухфазные системы Cu–Mo, Cu–W, Cu–Ta, с размером зерна матрицы в субмикронном диапазоне. Показано, что при последующей термообработке этих объектов, в результате необратимого распада пересыщенных растворов формируется типично композиционная структура. При определенных условиях появляется пик дисперсионного твердения, высота и положение которого зависят от типа и содержания легирующего элемента, степени растворимости в медной матрице, дисперсности упрочняющей фазы в исходном конденсированном состоянии. В результате одновременно резко возрастают электропроводность и прочность композитов. Причиной этого является необратимый распад пересыщенных растворов и формирование упрочняющей дисперсной фазы легирующих элементов в объеме матрицы, соответственно.

Проанализированы механизмы упрочнения как в исходном конденсированном состоянии, так и после различных режимов термической обработки на восходящей и ниспадающей ветвях пика дисперсионного твердения.

Обнаружено отклонение от закона Холла–Петча при уменьшении размеров зерна матрицы менее 100 нм. Показано, что рассмотренная технология позволяет получать композиты, сочетающие высокие значения прочности и электропроводности. Так, например, прочность фольг Cu–Ta превышает 1000 МПа при электропроводности 70% от электропроводности чистой меди.

О ФОРМИРОВАНИИ СУБМИКРО- И НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ КОНДЕНСАЦИИ ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ПАРА МЕТАЛЛ – МЕТАЛЛ

Зубков А. И.

*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
Харьков, Украина
zelenskaya@kpi.kharkov.ua*

Рассмотрены закономерности структурообразования вакуумных конденсатов бинарных систем на основе меди, компоненты которых мало (Co, Fe) или полностью нерастворимы в равновесных условиях (Mo, W, Ta). Объектами исследований служили фольги толщиной до 50 мкм, полученные электроннолучевым испарением компонентов из отдельных источников и конденсацией паровых смесей на неориентирующей подложке в вакууме $\sim 1 \cdot 10^{-3}$ Па. Содержание легирующих элементов варьировали в пределах 0,1–5 вес. %. Образцы получали при различных температурах и скоростях охлаждения. Структурные исследования проводили методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии. Легирование парового потока меди при прочих равных технологических условиях приводит к диспергированию зеренной структуры конденсатов. Например, в системе Cu–Ta размер зерна уменьшается от 2,5 до 0,05 мкм для меди, при содержании тантала ~ 1 вес. %. При конденсации таких паровых смесей образуются пересыщенные твердые растворы легирующих элементов на основе меди и (или) формируются композиционные структуры в виде нанодисперсных включений Mo, W, Co, Ta, Fe в матрице основного компонента – меди. Нерастворимые в меди Mo, W, Ta намного эффективнее диспергируют зеренную структуру матрицы, чем Co и Fe. В свою очередь, в ряду Cu–Mo, Cu–W, Cu–Ta, минимальный размер зерна наблюдается в системе медь-тантал. Обнаружена корреляционная зависимость между минимально достигаемым размером зерна конденсата при фиксированных условиях осаждения и разностью атомных размеров меди и легирующего элемента.

Размер частиц второй фазы и растворимость Mo, W, Ta, Co, Fe зависят от температуры и скорости осаждения, а также их содержания в конденсате.

Показано, что наблюдаемые закономерности обусловлены конкурирующими процессами захвата легирующих элементов фронтом кристаллизации и поверхностной диффузии адсорбированных атомов. В результате происходит формирование пересыщенных растворов, частиц второй фазы и сегрегаций легирующих элементов на границах зерен, подавляющих их рост во время формирования конденсата.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о перспективности синтеза вакуумных композитов с нанометровой размерностью структурных параметров, путем легирования металла - основы элементами, не имеющими соединений и растворимости в нем. При этом эффективность диспергирования структуры возрастает с увеличением разницы атомных размеров компонентов композита.

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПСЕВДОСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Зубков А. И., Ильинский А. И., Зозуля Э. В., Зеленская Г. И., Котенко О. А.,
Дубина А. В.

*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
Харьков, Украина
zelenskaya@kpi.kharkov.ua*

Определены температурно-временные области стабильности структуры, прочностных и электрофизических свойств вакуумных конденсатов меди легированных малорастворимыми (Fe, Co) и нерастворимыми (Mo, W, Ta) в равновесных условиях элементами.

Объектами исследований служили фольги толщиной 10–50 мкм. Содержание легирующих элементов варьировали от 0,1 до 5 вес. %. Элементный состав определяли рентгеноспектральным методом. Структуру изучали просвечивающей электронной микроскопией и рентгеновской дифрактометрией. Прочностные свойства измеряли в режиме активного растяжения, контролировали также микротвердость и удельное электросопротивление. Отжиг проводили в интервале температур 400–900 °С в течение 0,25–4 часов.

В исходном конденсированном состоянии структура объектов представляла собой двух – или однофазные системы, матрица которых являлась пересыщенным раствором легирующих элементов в меди, вторая фаза – наноразмерные частицы Mo, W, Ta, Co, Fe. Величина зерна матрицы зависела от технологических условий получения и составляла 0,5–0,05 мкм.

Показано, что воздействие температур до 500 °С в течении нескольких часов не приводит к заметному изменению структурного состояния и физико-механических свойств изучаемых объектов. При более высоких температурах эволюционные изменения в структуре всех образцов происходят в определенной последовательности. Сначала наблюдаются процессы возврата, затем необратимого распада пересыщенных растворов и роста частиц второй фазы. Изменения в зеренной структуре матрицы значительно запаздывают по отношению к указанным процессам. Характер изменения структурных параметров и свойств зависит от исходного состояния. Например, в случае сильно пересыщенных растворов отжиг при температурах выше 500 °С приводит к повышению прочностных свойств в результате появления пика дисперсионного твердения. При этом значительно снижается удельное электросопротивление. Термостабильность конденсатов с взаимно нерастворимыми в равновесных условиях компонентами – (Cu–W, Cu–Mo, Cu–Ta) выше, чем аналогичных по составу и структуре систем, имеющих незначительную растворимость – (Cu–Fe, Cu–Co). Среди бинарных систем Cu–W, Cu–Mo, Cu–Ta наибольшее сопротивление воздействию температуры демонстрируют конденсаты Cu–Ta. На пример, отжиг при 900 °С в течение 0,5 часа не приводит к росту зерна матрицы и снижению прочностных свойств. На примере системы Cu–Ta обнаружено, что уменьшение размера зерна в исходном состоянии до 0,05 мкм не снижает термостабильность зеренной структуры. Обнаруженные закономерности объясняются наличием сегрегаций легирующих элементов по границам зерен матрицы, образующихся в процессе конденсации двухкомпонентного металлического пара. Дополнительным стабилизирующим фактором являются частицы второй фазы, формирующиеся при распаде пересыщенных растворов и низкая диффузионная подвижность атомов легирующих элементов в медной матрице.

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ИНИЦИИРУЕМЫЕ МЕХАНИЧЕСКИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ

Константинова Т. Е., Даниленко И. К., Волкова Г. К., Глазунова В. А.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины им.А.А.Галкина, Украина
tatjana@konstant.fti.ac.donetsk.ua

Известно, что в керамике из частично стабилизированного диоксида циркония под влиянием напряжений при разрушении перед фронтом трещины происходит тетрагонально-моноклинное (Т–М) превращение. Т–М превращение обнаружено и в нанопорошках при гидростатическом обжиге. Несмотря на значительное количество работ, посвященных мартенситному превращению в диоксиде циркония, не все аспекты развития мартенситного превращения изучены в достаточной степени.

В работе исследована структура и фазовые превращения в нанопорошках диоксида циркония и керамике на их основе под влиянием механических напряжений, возникающих в условиях гидростатического обжига и при разрушении.

Исследование поведения системы наночастиц тетрагональной модификации диоксида циркония состава $ZrO_2 + 3 \text{ мол.}\% Y_2O_3$ в условиях гидростатического давления до 1000 МПа выявило размерный эффект при мартенситном Т–М превращении, который заключается в увеличении количества моноклинной фазы с увеличением размера наночастиц Т-фазы в диапазоне от 8 до 23 нм [1]. Обнаружено существование критического размера наночастиц и связанного с ним критического давления, ниже которого фазовое превращение не происходит, что и предсказывалось теорией.

Обнаружено, что при увеличении давления до 7500 МПа (квазигидростатика) кроме Т–М происходит кубическо-тетрагональное (К–Т) превращение, которое ранее в порошках не наблюдалось. В исходные порошки, содержащих 31 К + 69 Т, вся кубическая фаза превратилась в тетрагональную, соотношение фаз стало равным 97 Т+3 М. В то же время, если содержание Y_2O_3 составляет 8% и выше, то фазовый состав не изменяется (К – 100% до обжига и после обжига), т.е. перехода К→Т нет.

Полученная из нанопорошков керамика, в зависимости от режимов спекания, может быть как однофазной наноструктурной, так и двухфазной с бимодальным распределением зерен (мелких тетрагональных и крупных кубических). Исследование изломов керамики с использованием угольных отпечатков показывает, что в тетрагональных зернах происходит Т–М превращение перед фронтом движения трещины, но об этом, как правило, можно судить лишь по отпечаткам мартенситных кристаллов. Прямое доказательство дают только исследования фольг на просвет.

Однако на поверхности изломов в крупных кубических зернах экстрагируются ленточные выделения тетрагональной фазы, обозначающие ступенчатый рельеф излома. Вероятно, место их образования определяется областями с максимальным уровнем разрушающих напряжений, реализуемым на ступеньках скола. Следовательно, кроме широко изученного и описанного Т–М превращения в керамике может происходить и К–Т превращение.

По-видимому, условием К-Т превращения является нестабильность кубической фазы, содержащей менее 8% Y_2O_3 , поскольку в образцах, содержащих 8 и более % Y_2O_3 , К-Т превращение не наблюдается.

1. Константинова Т.Е., Даниленко И.А., Токий В.В. и др. Нанопорошки на основе диоксида циркония, исследование, применение. Збірник наукових праць «Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології», т.2, вип.2, «Академперіодика», Київ, 2004, Р.609-632

ВЛИЯНИЕ БАРОТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОГО ($\alpha+\beta$)-СПЛАВА ВТ22

Эфрос Н. Б., Лоладзе Л. В., Эфрос Б. М., Тютенко В. С.

Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина

Известно, что традиционные способы повышения прочности высокопрочных титановых сплавов сопровождаются значительным снижением характеристик пластичности и вязкости разрушения [1]. Поэтому необходим поиск более эффективных способов повышения конструкционной прочности титановых сплавов. В настоящей работе на примере промышленного двухфазного титанового сплава типа ВТ22 проанализировано влияние режимов пластической деформации под давлением при различных температурах (метод баротермомеханической обработки (БТМО)) на структуру и свойства.

Повышение температуры в процессе БТМО, а также увеличение выдержки при данной температуре может приводить к распаду метастабильной β -фазы в сплаве после закалки по схеме [2]: $\beta_{\text{мет}} \rightarrow \beta + \alpha_{\text{ког}} \rightarrow \beta_{\text{обог}} + \beta_{\text{обедн}} \rightarrow \beta_{\text{обог}} + \alpha \rightarrow \beta$.

В соответствии с приведенной схемой послековки и отжига ($800\text{--}820\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч) последующая закалка от температур выше A_{c3} ($950\text{ }^{\circ}\text{C}$) образцов сплава ВТ22 приводит к сохранению термически метастабильной полиэдрической β -фазы в структуре. В случае же последующей закалки от температур ($\alpha + \beta$)-области ($800\text{ }^{\circ}\text{C}$) послековки и отжига в структуре сплава наблюдаются первичная α -фаза и метастабильная β -фаза.

Механические свойства двухфазных титановых сплавов в закаленном состоянии определяются, в основном, соотношением количества α - и β -фаз [2]. При увеличении доли α -фазы в β -матрице прочность сплава после закалки повышается, что связано с ростом протяженности границ раздела α - и β -фаз, а также с несколько большей прочностью α -фазы по сравнению с β -фазой. Данное обстоятельство должно обуславливать характер изменения механических свойств образцов сплава ВТ22 в зависимости от параметров БТМО.

Большое значение имеет устойчивость данных структур при дальнейших операциях в процессе БТМО после пластической деформации в ($\alpha+\beta$)- и β -областях сплава ВТ22 в зависимости от исходного состояния.

Таким образом, исследование влияния БТМО на процессы структурообразования и особенности выделения вторых фаз и, следовательно, формирование механических свойств высокопрочных титановых сплавов показало необходимость поиска оптимальных условий БТМО.

Необходимо отметить, что в тех случаях, когда пластическая деформация проводится при высоких температурах (β -область) и, следовательно, при повышении роли механизма зернограницного проскальзывания, то при последующей термической операции (старения) и соответствующем температурном интервале возможно появление стадии гомогенного выделения второй фазы. Данное обстоятельство может способствовать появлению тонкопластинчатых частиц α -фазы.

1. Е.В.Коллинз. Физическое металловедение титановых сплавов титановых спла М.: Металлургия, 1988, 224 с.
2. Н.Н. Бондарюк, Л.И. Анисимова, А.А. Попов. Структура и свойства титановых сплавов // Термическая обработка и физика металлов. – Свердловск: УПИ, 1982, С.114-124.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ МЕДЬ-ЦИНК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНОАКТИВАЦИЕЙ ПОРОШКОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Пилюгин В. П., Пацелов А. М., Тебеньков А. В., Чернышев Е. Г.,
Гапонцев В. Л., Тетерина Т. И.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
pilyugin@imp.uran.ru

В работе представлены результаты исследования развития процессов механического сплавления при деформации порошковых элементных смесей меди и цинка. Данная система характеризуется наличием твердого α -раствора на основе меди до ~41%ат. Zn, в низкотемпературной части диаграммы наблюдаются β , β' , γ , ε , η -фазы и области их сосуществования [1,2].

Для этой, хорошо изученной, равновесной диаграммы Cu–Zn представляет интерес исследование неравновесного воздействия при механическом сплавлении порошковых элементов данной системы. Основное направление исследования было разбито на ряд задач: исследование кинетики образования твёрдого раствора при механоактивации под давлением, определение фазового состава сплава от концентрации компонент, концентрационной неоднородности раствора, размытости границ фазовой диаграммы по отношению к границам равновесной диаграммы.

Исследовали растворы, полученные деформацией до 8 ед. (истинной, по логарифмической шкале) под давлением 8 ГПа и температуре 300 К во всём интервале концентрации системы $\text{Cu}_{100-x}\text{--Zn}_x$ ($x = 10, 20, \dots, 90$ ат. %). На основании данных рентгеновской дифрактометрии были сделаны следующие выводы:

Максимальное растворение, близкое к полному, достигается при очень больших деформациях повторного механоактивационного передела образцов, но при этом во всех составах остаётся нерастворённая медь.

После деформации исходных порошков цинка и меди наблюдается текстура кручения: у порошков чистого цинка и смеси $\text{Cu}_{10}\text{Zn}_{90}$ наличествует острая текстура – плотноупакованные плоскости (002), (004) ориентируются параллельно плоскости дисковых образцов. У меди и образцов с содержанием цинка $\text{Cu}_{100-x}\text{--Zn}_x$ ($x = 10\text{--}50$ ат. %) видна острая текстура кручения, когда плотноупакованные плоскости (111) располагаются преимущественно параллельно поверхности образцов.

Также происходит расширение областей существования α -твёрдого раствора на основе меди с «медного края» равновесной диаграммы при $20 \leq x \leq 70$ (по исходной шихте) и ε -фазы, ГПУ по типу Mg, при $60 \leq x \leq 90$. На равновесной диаграмме Cu–Zn область существования α -фазы наблюдается при $32 \leq x \leq 78$, а ε -фазы – при $67 \leq x \leq 99$. Наличие нерастворённой меди можно объяснить относительной разностью значений модулей сдвига элементов Cu и Zn и ещё большей относительной разностью (≈ 33 %) значений их твёрдости.

Работа поддержана Программой Президиума РАН П-09, подпрограмма №3.

1. М. Хансен. Структуры бинарных сплавов. т. I. – М., Л.: Госнауктехиздат, 1941, 640с.
2. О.М. Барабаш, Ю.Н. Коваль. Кристаллическая структура металлов и сплавов. – Киев: Наукова думка, 1986, 598с.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ БЛОКИРОВКИ СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ В $\text{Ni}_3(\text{Al, Nb})$ И Ni_3Fe ПРИ НАГРЕВЕ БЕЗ НАГРУЗКИ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Антонова О. В., Гринберг Б. А., Пацелов А. М., Плотников А. В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
patselov@imp.uran.ru

Наблюдение в соответствии с результатами теоретического анализа [1] блокировки сверхдислокаций в интерметаллидах после низкотемпературной деформации с последующим нагревом без нагрузки [2, 3] стимулировало постановку новых экспериментов для сравнительного анализа процессов блокировки в системах Ni_3Fe и $\text{Ni}_3(\text{Al, Nb})$. Показано, что после предварительной деформации $[\bar{2}51]$ монокристаллов $\text{Ni}_3(\text{Al, Nb})$ (как низкотемпературной, так и высокотемпературной), исходная дислокационная структура, состоящая из криволинейных дислокаций, сменяется при последующем нагреве без нагрузки на набор длинных прямолинейных заблокированных сверхдислокаций (рис.1 а, б). Однако аналогичные эксперименты на хорошо упорядоченных образцах Ni_3Fe показывают, что сформированная в результате низкотемпературной деформации дислокационная структура после отогрева без нагрузки не меняется (рис.1 в). Таким образом, наблюдаемая в Ni_3Fe аномалия предела текучести $\sigma_y(T)$ имеет иное происхождение, чем в Ni_3Al .



Рис.1. Дислокационная структура $\text{Ni}_3(\text{Al, Nb})$ (а, б) и Ni_3Fe (в) после: а – деформации при 77 К и отогрева при 473 К, 1 час; б – деформации при 1073 К и отогрева при 473 К, 1 час; в – деформации при 77 К и отогрева при 523 К, 1 час

Постановка экспериментов по нагреву без нагрузки может быть использована, во-первых, в качестве метода идентификации дислокаций, созданных путем предварительной холодной деформации. Во-вторых, в результате этих экспериментов могут быть выявлены “скрытые” дислокационные превращения, когда при динамическом нагружении барьеры являются разрушаемыми, и дислокации наблюдаются только в скользящей форме. Но при нагреве без нагрузки такие барьеры, будучи неразрушаемыми, могут быть обнаружены. В-третьих, эти эксперименты могут быть использованы в качестве экспресс-метода обнаружения аномалии $\sigma_y(T)$.

1. Гринберг Б.А., Иванов М.А. ФММ. 2006. т.102. №1, (в печати)
2. Гринберг Б.А., Антонова О.В., Иванов М.А., Пацелов А.М., Плотников А.В. ФММ. 2006. т.102. №1, (в печати)
3. Гринберг Б.А., Антонова О.В., Иванов М.А., Пацелов А.М., Плотников А.В. Известия РАН., сер. Физическая. 2006. т.70. №9, с.1331-1336

НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_3Al , ПОЛУЧЕННАЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Ещенко Р. Н., Елкина О. А., Пацелов А. М., Пилюгин В. П.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
patselov@imp.uran.ru

Интерметаллид Ti_3Al является основой многих легированных сплавов интерметаллидного типа, которые применяются в авиационной и космической технике, благодаря их высокой жаропрочности и удельной прочности. Аллюминиды титана относятся к труднообрабатываемым материалам, пластические свойства которых остаются низкими вплоть до температуры 800–900 °С. Осуществить холодную деформацию Ti_3Al традиционными методами не представляется возможным. Поэтому этот сплав деформировали при комнатной температуре сдвигом под давлением 9 ГПа. Степени деформации, рассчитанные как истинные логарифмические (e), достигали 10 единиц без заметных следов разрушения образцов.

Методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии изучены структурные превращения в процессе пластической деформации и при последующем нагреве деформированных образцов.

На начальных этапах деформации развиваются локализованные сдвиговые полосы с высокой плотностью дислокаций. С увеличением степени деформации включается процесс фрагментации с образованием разориентированных областей. При деформации $e > 7$ формируется нанокристаллическая сильно разориентированная структура с преимущественным размером кристаллов 5–15 нм. Одновременно с эволюцией дислокационной и зеренной структуры происходят атомные перестройки в кристаллической решетке. Накопление деформационных дефектов при $e \leq 3$ приводит к нарушению распределения атомов во всем кристалле и понижению упорядоченности структуры. С увеличением степени деформации ($e = 7–9$) реализуется двухфазное состояние упорядоченной и неупорядоченной фаз, при $e = 10$ вся структура становится неупорядоченной.

Как видно, в условиях интенсивной сдвиговой деформации в интерметаллиде Ti_3Al образуется нанокристаллическая разупорядоченная структура.

В Ti_3Al , созданная в результате сдвиговой деформации под давлением нанокристаллическая разупорядоченная структура с высокой плотностью структурных дефектов, при 600 °С переходит в более стабильное состояние путем реализации рекристаллизационных процессов и восстановления упорядоченной структуры, обладающей более низкой внутренней энергией. В рекристаллизованных зернах возникают антифазные домены в виде ориентированных пластин. Размер рекристаллизованных зерен составляет 100–200 нм.

Таким образом, в Ti_3Al в результате сдвиговой деформации под давлением и последующего нагрева получена мелкокристаллическая упорядоченная структура с размером зерен 100–200 нм.

Работа выполнена при поддержке Проекта Президиума РАН П-09 №3

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МОДЕЛЕЙ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН МЦУ ВБЛИЗИ КЕРАМИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ГРАНУЛИРУЕМЫХ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВАХ

Фишгойт А. В., Хрущов М. М.*, Шашурин Г. В.*

Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова;

** Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва*

goshasuper1@rambler.ru

В работе выполнен сравнительный анализ трех различных моделей накопления повреждений [1-3], используемых для прогнозирования зарождения трещин малоциклового усталости вблизи структурных несовершенств (преимущественно керамических включений различной формы и локализации) в гранулируемых никелевых суперсплавах. Показано, что моделирование зарождения трещин вблизи керамических включений может быть удачно проведено как с применением подходов линейной механики разрушения [1], так и на основании моделирования накопления малоцикловых повреждений в элементе матрицы сплава с единичным керамическим включением [3]. Отмечается успешная попытка описания процесса зарождения трещин МЦУ путем комбинированного использования данных по МЦУ гладких образцов и данных по кинетике трещин МЦУ в гранулируемом суперсплаве.

Приводятся результаты сопоставления экспериментальной долговечности до зарождения трещин на включениях в гладких образцах в условиях малоциклового нагружения с результатами компьютерного моделирования.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 05-08-33649-а.

1. Grison J. Fatigue crack initiation at inclusions in a powder metallurgy superalloy. Astroloy. Thesis. Ecole des Mines de Paris, 1994.
2. Enright M.P., McClung R.C., Hudak S.J., Francis W.L. Probabilistic treatment of crack nucleation and growth for gas turbine engine materials. GT2006-90813.
3. Шашурин Г.В. Использование данных по Мцу сплава Эп741п для моделирования стадии зарождения трещины на керамическом включении при анализе разрушения турбинных дисков авиационных газотурбинных двигателей // Тезисы докладов XIII конференции «Современные проблемы машиноведения». – М.: ИМАШ, 2001. – с. 24.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПСЕВДОУПРУГИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ TiNi, ОБОГАЩЕННЫХ НИКЕЛЕМ

Хусаинов М. А., Андреев В. А.*, Афанасьев К. В., Летенков О. В., Бондарев А. Б.*

Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого.

Великий Новгород. hma24@novsu.ac.ru

** Промышленный центр «МАТЭКС». Москва. andreev@mateks.ru*

Установлено, что сплавы TiNi, испытывающие мартенситные превращения (МП), при температурах, расположенных ниже температуры M_d , проявляют псевдоупругость. По мере увеличения содержания никеля в никелиде титана выполняется соотношение $A_k < M_d$, при котором обнаруживается эффект псевдоупругости, оцениваемый по величине возвращаемой неупругой деформации в процессе разгрузки. В то же время

после волочения проволоки из подобных сплавов псевдоупругие свойства не выявляются. На диаграммах нагружения (растяжения) отсутствуют участки обычной и фазовой текучести, вследствие сильного деформационного упрочнения. Обычный отжиг при температурах 450–500 °С снимает наклеп и приводит к частичной рекристаллизации, способствуя формированию эффекта псевдоупругости. На диаграмме σ – ϵ в области аустенитной фазы появляется площадка фазовой текучести. После удаления внешней силы, благодаря возникшему деформационному мартенситу, происходит формовосстановление. Однако протяженность участка фазовой текучести ($\epsilon^{\text{ф}}$) не превышает 5% и достаточно сильно снижаются механические свойства. Механическое циклирование при заданных значениях приложенных напряжений или деформаций приводит к быстрой деградации упругих свойств.

В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований по выбору оптимальных условий проведения, так называемого, прямого отжига под нагрузкой, обеспечивающего высокие псевдоупругие свойства. Опыты проводились на проволоке $d = 1,0$ мм из сплава Ti–(50,5–50,7)%ат Ni. Образцы, прошедшие прямой отжиг, подвергались различным видам механических испытаний, в целях комплексной оценки стабильности структуры и псевдоупругих свойств. В частности, испытания на растяжение, механоциклирование, нагружение с частичными разгрузками и их влиянием на псевдоупругость. В ходе выполнения данной работы обнаружены позитивные эффекты, стабилизирующие структуру, повышающие механические свойства и уровень долговечности.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА CP Ti GRADE 4

Якушина Е. Б., Семенова И. П., Валиев Р. З., Коршунов А. И.*

Институт физики перспективных материалов, УГАТУ, Уфа

** Российский ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, Саров,*

enja2@yandex.ru

В работе исследовано механическое поведение ультрамелкозернистого технически чистого титана Grade 4 при растяжении в интервале температур 25 – 550 °С. Титан после комбинированной обработки, включающей РКУП и термомеханическую обработку, при комнатной температуре демонстрирует прочность 1240 МПа и пластичность 11%. Показано, что формирование УМЗ структуры в титане способствует проявлению признаков сверхпластичности уже при 400 °С, возрастанию скоростной чувствительности к напряжениям. Наибольшее удлинение 290% материал имеет при 500 °С и скорости растяжения 10^{-4} с⁻¹.

Проведенные исследования микроструктуры и микротвердости образцов после растяжения свидетельствуют о возможности получения уникального сочетания высокой пластичности и прочности за счет формирования равноосной микроструктуры с равновесными границами зерен, способных к зернограничному проскальзыванию.

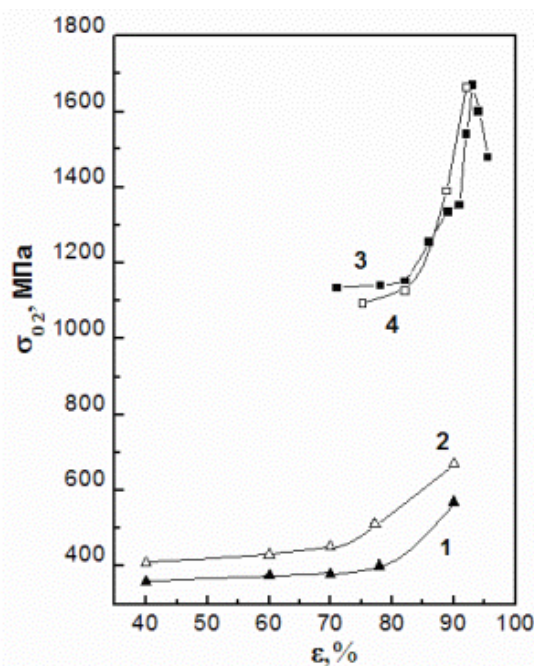
ОСОБЕННОСТИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ «ЕСТЕСТВЕННЫХ» КОМПОЗИТОВ Cu–Nb ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ВОЛОЧЕНИЕМ В КРИОГЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Волчок О. И., Тихоновский М. А., Куприянов А. А.

Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина,
tikhonovsky@kipt.kharkov.ua

«Естественные» волокнистые композиты (ЕК), формируемые путем контролируемой кристаллизации сплавов и их последующей интенсивной пластической деформацией, обладают сочетанием высоких прочностных свойств и низкого электросопротивления. Это обуславливает перспективность практического использования таких материалов при создании высокополевых импульсных магнитных систем, а также в технической сверхпроводимости.

Задачи настоящей работы предусматривали изучение влияния деформации волочением в жидком азоте (77 К) на микротвердость и сопротивление пластической деформации при 300 К ($\sigma_{0,2}$), а также на удельное электросопротивление при 77 К (ρ_{77}), ЕК из сплава Cu–25% Nb в микро- и наноструктурном состояниях (конечные толщины ниобиевых волокон $d_{Nb} \approx 1000 \text{ \AA}$ и $d_{Nb} \approx 100 \text{ \AA}$, соответственно). На рисунке представлена зависимость $\sigma_{0,2}$ микро- и нанокompозитов от степени деформации волочением ϵ при 77 и 300 К.



Видно, что для композитов обоих видов зависимость $\sigma_{0,2}(\epsilon)$ имеет две стадии: слабого и резкого роста $\sigma_{0,2}$. Причем, вторая стадия для микрокомпозита (кривые 1 и 2) начинается раньше для случая волочения при 77 К ($\epsilon \approx 70\%$, кривая 2), чем при 300 К ($\epsilon \approx 80\%$, кривая 1). Для нанокompозитов (кривые 3 и 4) эта стадия более выражена и проявляется при одинаковом значении $\epsilon \approx 75\%$ для обеих температур волочения. Проведенный в работе анализ различий в ходе зависимости $\rho_{77}(\epsilon)$ при 77 и 300 К показал, что для менее дисперсного микрокомпозита снижение температуры волочения до 77 К оказывают влияние на изменение дефектной

структуры медной матрицы, а для более дисперсного нанокompозита – на изменение состояния границ раздела ниобиевая фаза-медная матрица. Эти факторы являются причиной наблюдаемой экспериментально инверсии в ходе зависимости $\rho_{77}(\epsilon)$ для двух видов исследуемого материала.

ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ ПРИ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЯХ

Белошапка В. Я., Семенова Е. С., Платков В. Я.*

Бердянский государственный педуниверситет, Украина,

beloshapkav@ukr.net

** Харьковский национальный экономический университет, Украина,*

platkov@vk.kharkov.ua

Численными методами в рамках приближения линейного натяжения изучена динамика установившихся колебаний дислокационной петли (ДП) при наличии в ее плоскости скольжения слабых закрепляющих центров. Центры закрепления в плоскости скольжения располагались случайным образом и преодолевались безактивационно. Уравнение динамики ДП, нормированное способом [1], интегрировалось неявным конечно-разностным методом при нулевой эффективной частоте внешнего напряжения. Вычислялись динамические характеристики ДП в процессе ее колебаний в широком диапазоне амплитуд и нормированной вязкости, а также такие интегральные характеристики, как внутреннее трение (ВТ) и дефект модуля упругости. Были изучены следующие зависимости, описывающие динамику ДП: зависимость формы ДП от времени и внешнего напряжения; зависимость средней дислокационной деформации от величины внешнего напряжения; зависимость мощности, рассеиваемой ДП, от времени.

В результате проведенных исследований были установлены следующие закономерности. Существует критическое значение нормированной вязкости, начиная с которого влияние вязкости на ВТ полностью отсутствует.

Зависимость дислокационной деформации от внешнего напряжения во всем изученном диапазоне амплитуд внешнего напряжения и нормированной вязкости носит скачкообразный характер.

Зависимость напряжения отрыва ДП от вязкости во всем интервале амплитуд напряжений полностью отсутствует. При этом, однако, напряжение отрыва ДП определяется значением нормированной вязкости, при котором петля совершала движение до остановки вследствие ее перезакрепления на конкретной конфигурации закрепляющих центров.

Отличия петель дислокационного гистерезиса, вычисленных при различных значениях вязкости в интервале ниже критической, обусловлены двумя следующими факторами. Во-первых, величина скачка деформации на гистерезисной кривой растет с уменьшением нормированной вязкости, что связано с проявлением инерционного механизма преодоления закрепляющих центров. О проявлении этого механизма свидетельствуют форма ДП и временные зависимости мощности рассеиваемой энергии. Во-вторых, движение ДП с инерционным преодолением центров закрепления всегда приводит к тому, что покоящаяся после такого движения перезакрепленная петля имеет зигзагообразную форму. Это ведет к уменьшению напряжения отрыва ДП.

Амплитудные зависимости ВТ с ростом вязкости в области малых и больших амплитуд напряжений изменяются различно. В области малых амплитуд напряжений декремент затухания убывает с ростом вязкости, тогда как в области больших – растет. Такое поведение ВТ хорошо объясняется вышеприведенными особенностями влияния вязкости на форму петли дислокационного гистерезиса. Установленные закономерности влияния вязкости на ВТ хорошо согласуются с экспериментальными данными по ВТ в сверхпроводниках.

1. R. B. Schwarz, Acta Met., 29, 311(1981).

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТВЕРДОГО ТЕЛА С ТРЕЩИНОЙ С УЧЕТОМ ПРОТЕКАНИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В МАТЕРИАЛЕ

Пестриков В. М.

*Санкт-Петербургский государственный университет сервиса и экономики,
vpest@peterlink.ru*

В процессе эксплуатации элементы конструкций из полимерных и композитных материалов подвергаются воздействию различных внутренних и внешних факторов. В результате таких воздействий первоначальные свойства материалов со временем могут значительно измениться, то есть произойдет старение материала. Скорость старения зависит от чувствительности материала к действующим факторам, их интенсивности и состава полимерного материала. В результате старения ухудшаются механические характеристики вязкоупругого материала, на поверхности появляются трещины, которые разрастаются с течением времени. Эффекты повреждения вязкоупругого материала в результате старения носят необратимый характер.

Процесс старения вязкоупругого материала представляет совокупность физических и химических процессов, протекающих в материале, которые приводят к изменению его состава и структуры под воздействием влияющих факторов. К таким факторам относятся: время, температура, влага, агрессивные газообразные и жидкие среды, микроорганизмы и др. Сложность проблемы старения состоит в том, что практически отсутствуют методы исследования этого явления в комплексе при учете нескольких наиболее значимых факторов из выше приведенных и критерии оценки повреждений, вызванных происходящими процессами старения. Установление соответствия механических параметров вязкоупругого материала его возрасту с учетом интенсивности процесса старения открывает возможность прогнозирования работоспособности и оценки надежности и долговечности полимерных и композитных элементов конструкций в реальных условиях эксплуатации.

При старении вязкоупругих материалов различают два типа процессов - деструкцию и структурирование. Механизм термической деструкции полимеров может быть предсказан на основании анализа продуктов, образовавшихся на различных стадиях процесса старения. Отсюда следует, что каждому возрасту вязкоупругого материала соответствует определенное количество выделившихся из него летучих веществ. Другими словами, количество веществ, выделившихся из материала в данный момент времени, может характеризовать его прочность и длительную трещиностойкость в определенном возрасте.

Определяющие уравнения для однородно стареющего вязкоупругого тела с учетом интенсивности процесса старения по своей структуре совпадают с уравнениями состояния для естественно стареющего тела, и, в связи с этим, при решении граничных задач могут быть использованы методы, разработанные для тел стареющих в "нормальных" условиях. Предложенный подход построения определяющих соотношений стареющих материалов с учетом протекающих физико-химических процессов дает возможность повысить надежность и долговечность элементов конструкций в реальных условиях эксплуатации. Практическое использование данного подхода в задачах механики разрушения позволяет повысить точность прогноза долговечности тела с трещиной в условиях эксплуатации.

Особенно важно учитывать интенсивность протекающих физико-химических процессов в конструкциях, работающих в климатических зонах с часто изменяющимися погодными условиями, а также элементов конструкций космических аппаратов при длительных полетах в космическом пространстве.

РОЛЬ РОТАЦИОННЫХ ЭФФЕКТОВ В РАЗРУШЕНИИ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ

Бадиян Е. Е., Тонкопряд А. Г., Шеховцов О. В., Шуринов Р. В.

Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Украина

Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Хорошо известно, что разрушение является многостадийным и многомасштабным процессом, и в этой связи разрушение должно рассматриваться в условиях подхода, учитывающего самоорганизацию разнообразных процессов на различных уровнях при пластической деформации поликристаллических материалов. При нагружении поликристаллических образцов вследствие структурной и субструктурной неоднородности возникает сложнапряженное состояние, релаксация которого может происходить различными способами последовательно или одновременно. Это – дислокационное скольжение, образование и распространение различной по форме, способу возникновения и дальнейшего развития ротационной структуры; возникновение и развитие трещин в границах зерен или теле зерна. Вопрос о последовательности возникновения и развития при пластической деформации различных способов релаксации напряженного состояния, а также их взаимодействия, является дискуссионным.

В настоящей работе исследовано *in situ* возникновение и развитие пластических ротаций и трещин, а также их взаимодействие в процессе пластической деформации растяжением в условиях активного нагружения с постоянной скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Объект исследования – двумерные поликристаллы алюминия (99,97%) с размерами рабочей части $100 \times 20 \times 0,15 \text{ мм}^3$. Средний размер зерен образцов составлял 5–7 мкм. Как показывают экспериментальные исследования, в таких образцах из-за отсутствия стесненности в направлении, перпендикулярном к поверхности образца, эффекты, характеризующие релаксацию напряженного состояния при пластической деформации, проявляются наиболее ярко. Специально разработанная методика позволила с использованием WEB-камеры следить за возникновением и развитием ротационных структур и трещин в процессе пластической деформации с частотой 30 измерений в секунду. Результаты экспериментальных исследований позволяют представить схему развития релаксационных процессов при пластической деформации поликристаллических образцов. На ранних стадиях пластической деформации в зернах с благоприятной кристаллографической ориентацией развивается скольжение. При относительно высоких уровнях деформирующего напряжения в отдельных зернах образуются полосы переориентации, в области которых чаще всего возникают и развиваются трещины. Трещины, образовавшиеся в теле зерна, при встрече в процессе своего распространения с границей зерен могут менять направление своего развития (они либо пересекают границу зерен и развиваются в теле другого зерна, либо распространяются далее по границе), а могут тормозиться у границы. Дальнейшее развитие трещины произойдет только после изменения ориентации соседнего зерна, т.е. после его кристаллографической подстройки. Как правило, трещины, возникающие в границах зерен, далее распространяются по границам зерен. Если при этом трещина распространяется по границе зерна, которое содержит ранее образовавшуюся ротацию, то она выходит из границы и проходит через тело ротации, в котором неоднократно меняет направление своего развития.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ШИРОКОГО СПЕКТРА ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДОМ СВЕРХЗВУКОВОГО ГЕТЕРОФАЗНОГО ПЕРЕНОСА

Юрков М. А., Геращенко Д. А., Лебедева Н. В., Фармаковский Б. В.

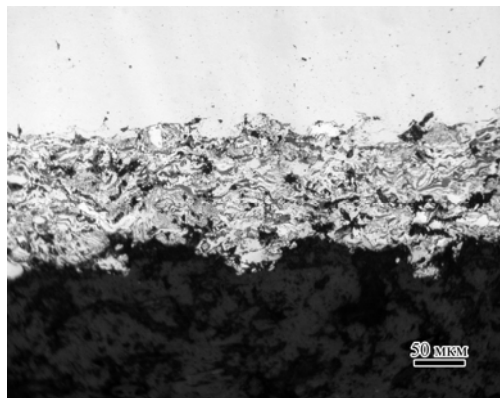
ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург,
vvv@prometey2.spb.su

В последние годы в различных отраслях промышленности (машиностроении, судостроении, медицине и др.) существенно возрос интерес к покрытиям на основе новых материалов с микро-, нанокристаллической, аморфной структурами, которые могут находиться как в равновесном, так и неравновесном состоянии. Управляя концентрационными потоками исходных порошков и условиями их взаимодействия и осаждения, для одного и того же стехиометрического химического состава удастся получать структуры покрытий с различным сочетанием эксплуатационных свойств. В этом состоит характерная особенность материалов покрытий, так называемых метасплавов.

В процессе производства и использования новых функциональных материалов, в том числе, с неравновесной и нанокристаллической структурами, и разработки конкурентоспособных изделий и покрытий с управляемой структурой на примере материалов с высокой износо- и коррозионностойкостью (системы Fe–Cr–Al и Al–Sn), каталитической активностью (типа Ni–Cr) анализ современных достижений показал перспективность метода «холодного» газодинамического напыления (ХГДН). В этом методе сочетание высокой скорости (~ 320 м/с) и низкой температуры ($\sim 150^\circ\text{C}$) гетерофазного потока порошковой композиции дает возможность получать разные виды покрытий: беспористые, объемно-пористые, функционально-градиентные покрытия с регулируемым составом по толщине. Кроме низкой температуры гетерофазного потока достоинством метода ХГДН является «гибкость» процесса, т.е. возможность быстрого управления температурно-скоростными параметрами и оперативного контроля при переходе от одного вида материала к другому.

Освоение современного технологического и измерительного оборудования комплекса ХГДН позволило разработать технологии промышленного получения новых функциональных покрытий широкого спектра применения: для химически активных сред, пар трения, для систем конверсии топлива, очистки и опреснения воды и др.

Например, на основе системы Fe–Al–Cr были получены коррозионностойкие покрытия с разными функциональными свойствами (рис.). При толщине покрытия



100 ± 50 мкм контролируемыми структурными характеристиками являлись пористость, удельная поверхность, количество и размеры нерасплавленных частиц. При определенных параметрах процесса структурные характеристики обнаруживали свойства фрактальности, которые являются признаками самоорганизации и подобия на этапе формирования покрытия.

Изучение зависимостей эксплуатационных свойств изготовленных покрытий от параметров структур и начального фракционного состава порошков позволило установить режимы напыления для получения покрытий с заданными свойствами.

АНАЛИЗ ОДНОРОДНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ Ti, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ситдинов В. Д., Чембарисова Р. Г., Александров И. В.,
Коршунов А. И.*, Ведерникова И. И.*

*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,
* Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский
институт экспериментальной физики, Саров*

Последние годы характеризуются чрезвычайно возросшим интересом ученых всего мира к методу интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющему формировать наноструктурные состояния в объемных заготовках из различных металлов и сплавов [1, 2]. В результате проведенных экспериментальных исследований установлено, что объемные наноструктурные материалы, полученные методом ИПД, характеризуются уникальным комплексом физико-механических свойств. Вместе с тем, проведенные недавно экспериментальные исследования показали, что деформационное поведение образцов, вырезанных из различных зон объемных заготовок, которые подвергались ИПД равноканально-угловым (РКУ) прессованием, в некоторой степени неоднородно [3]. О неоднородном характере течения материала, приводящем к различиям в микроструктуре, а, следовательно, и свойствах РКУ прессованных материалов, свидетельствуют также данные экспериментальных исследований структуры и кристаллографической текстуры.

В настоящем докладе для анализа однородности эволюции структуры и деформационного поведения Ti (ГПУ-решетка), подвергнутого РКУ прессованию, были использованы результаты экспериментальных исследований и компьютерного моделирования. Экспериментальные исследования проводились на заготовках Ti марки BT1-0, имеющих размеры $8 \times 8 \times 60$ мм. Данные заготовки были подвергнуты РКУ прессованию при температуре, равной 450°C , по маршруту В_с с разным числом проходов (вплоть до 8). Механические свойства при растяжении определялись на испытательной установке INSTRON 1185. Микрообразцы диаметром 3 мм и длиной 15 мм были вырезаны вдоль продольной оси заготовки в 9 точках её поперечного сечения. Скорость деформации равнялась 10^{-3} с^{-1} . Компьютерное моделирование осуществлялось в рамках дислокационной модели Зехетбауера [4], модифицированной авторами данного доклада. Модификация заключалась в учете механического двойникования, характерного для Ti. В результате была исследована однородность формирующейся структуры, проанализированы особенности и характер деформационного поведения, выявлены механизмы деформации, установлена взаимосвязь между структурой и наблюдающимися особенностями неоднородного деформационного поведения Ti, подвергнутой ИПД.

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
2. M. Zehetbauer, R. Z. Valiev (Eds.). Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Vienna (Austria), Wiley/VCH, Weinheim. Germany. 2004. P. 245.
3. A.I. Korshunov, I.I. Vedernikova, L.V. Polyakov, T.N. Kravchenko, A.A. Smolyakov and V.P. Soloviev.: Nanomaterials by Severe Plastic Deformation (Ed. Z. Horita), Fukuoka, Japan. 2005. P. 693.
4. M.J. Zehetbauer: Acta mater. 1993. V. 41. № 2. P. 589.

THE LOW TEMPERATURE PLASTICITY OF MICROCRYSTALLINE CUPRUM

**Shumilin S. E.¹, Estrin Y.², Isaev N. V.¹, Lubenets S. V.¹, Malykhin S. V.³,
Pugachov A. T.³, Pustovalov V. V.¹, Reshetnyak E. N.³, Fomenko V. S.¹, Fomenko L. S.¹,
Janecek M.⁴, Hellmig R. J.²**

¹ *B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering of the National Academy
of Sciences of Ukraine, Kharkov, Ukraine,*

shumilin@ilt.kharkov.ua

² *Institute of Materials Science and Technology, Clausthal University of Technology,
Clausthal-Zellerfeld, Germany*

³ *Kharkov Polytechnic Institute, National Technical University, Kharkov, Ukraine*

⁴ *Department of Metal Physics, Charles University, Praha 2, Czech Republic*

The mechanical properties of polycrystalline Cu (purity 99.95%) prepared by severe plastic deformation were studied at low temperatures from 0.5 K to room temperature. Material with three different microstructures was prepared by annealing of an ultra fine-grained structure obtained by severe plastic deformation to cover a range of grain sizes from 10^{-7} to 10^{-5} m (sub microcrystalline to microcrystalline structure).

Tensile tests were performed at four temperatures: 0.5 K, 4.2 K, 77 K and 295 K and microhardness measurements were carried out in the temperature range of 77–295 K. It was shown that the yield stress obeys a Hall–Petch relation.

The following features of the plastic flow of ultrafine grained copper under tensile deformation were uncovered: a significant increase of tensile ductility with decreasing temperature; an enhanced grain size dependence of the yield stress at low temperatures, as manifested in the values of the Hall–Petch coefficient.

At cryogenic temperatures (0.5 K and 4.2 K) the material exhibited several unusual properties: a low temperature anomaly of the temperature dependence of the yield stress (inverse temperature dependence of the yield stress), which becomes more pronounced with grain refinement; discontinuous plastic flow at 4.2 and 0.5 K (the stress drop amplitude increasing with decreasing grain size). These low temperature anomalies were accentuated with grain refinement. For all specimens investigated enhanced ductility was observed at cryogenic temperatures.

Microhardness measurements revealed strong inhomogeneity of the microstructure of all specimens investigated. This observation suggests that strength and ductility of the ultrafine grained Cu studied are not determined by a single characteristic structure element.

The temperature dependence of the microhardness increases with decreasing grain size. A low temperature plateau in the dependence microhardness was found for some specimens.

СТАТИСТИКА СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ Al-Li В НОРМАЛЬНОМ И СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СОСТОЯНИЯХ

Григорова Т. В., Исаев Н. В., Пустовалов В. В., Фоменко В. С., Шумилин С. Э.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины,
Харьков, Украина,
isaev@ilt.kharkov.ua*

Развитие низкотемпературной скачкообразной деформации (НТСД) металлов и сплавов в рамках тепловой гипотезы объясняется соотношением теплового разупрочнения и деформационного упрочнения образца, которое основано на термофлуктуационном механизме движения дислокаций. Теория объясняет появление НТСД выше некоторой критической деформации образца ε_c в ограниченной области температур и скоростей деформации. Однако в случае сверхпроводящих металлов экспериментальные данные о роли электронного состояния образца противоречат модели НТСД, основанной на тепловой гипотезе [1]. Для разрешения этих противоречий принципиально учесть, что сверхпроводящий переход приводит к изменению напряжения течения большинства металлов (пластифицирующему эффекту). Сильную температурную зависимость этого эффекта (подобную щелевой) можно использовать для оценки локального разогрева образца.

Исследован твердый раствор Al-3,8ат. %Li. Поликристаллические образцы $15 \times 3 \times 1,8 \text{ мм}^3$ деформировали растяжением со скоростью 10^{-6} с^{-1} при постоянной температуре $T = 0,52 \text{ К}$ (в He^3 – криостате). N – S переход в процессе деформации ниже $T_c = 1,10 \text{ К}$ осуществляли с помощью внешнего магнитного поля $H = 550 \text{ Оэ}$. Анализировали гистограммы нормированной амплитуды скачка напряжения $s = \Delta\sigma_i/\sigma_i$, где σ_i – напряжение течения в момент срыва нагрузки.

Сравнение кривых растяжения N- и S-образцов, а также зависимостей $\Delta\sigma_{cp}(\sigma)$ и $\Delta\sigma_{NS}(\sigma)$ показал: 1) в области I малых напряжений $\Delta\sigma_{cpN}(\sigma)$ монотонно возрастает, $\Delta\sigma_{cpS} = 0$, а $\Delta\sigma_{NS}(\sigma) = \text{const.}$; 2) с ростом напряжения (в области II) $\Delta\sigma_{NS}(\sigma)$ и $\Delta\sigma_{cpS}(\sigma)$ монотонно возрастают, а $\Delta\sigma_{NS}(\sigma)$ стремится к нулю. Падение $\Delta\sigma_{NS}(\sigma)$ в области II обусловлено уменьшением доли сверхпроводящей фазы в результате разогрева деформируемого объема образца. С учетом известной зависимости $\Delta\sigma_{NS}(T/T_c)$ локальный разогрев образца не должен превышать 0,5 К. Во-первых, этого недостаточно для изменения амплитуды НТСД в области II. Во-вторых, НТСД наблюдается в области I, где не регистрируется изменение величины $\Delta\sigma_{NS}$, т.е. отсутствует разогрев. Такой результат противоречит тепловой гипотезе НТСД для сверхпроводников.

Сравнение гистограмм показало, что N-состоянию соответствует монотонно убывающее распределение $n(s)$, n – полное число скачков, а S-состоянию – распределение с максимумом. Функция плотности распределения $D(s)$ нормированной амплитуды скачка, где $D(s) = (1/n) \delta n(s)/\delta s$, $\delta n(s)$ – число скачков напряжения внутри классового интервала $(s - \delta s/2, s + \delta s/2)$, в N-состоянии описывается степенной зависимостью $D(s) \sim s^{-\alpha}$, где $\alpha = 1,3 \pm 0,2$, а $\Delta\sigma_i$ и $D(s)$ изменяются на два-три порядка. Данная оценка рассматривается, как один из признаков самоорганизации дислокационной системы [2], а развитие НТСД объясняется лавинообразной динамикой дислокационных скоплений.

1. Малыгин Г. А. ФТТ, 1998, т. 40, № 10, с. 1778-1784.
2. Bak P., Tang C., Wiessenfeld K. Phys. Rev. A. 1988, V.38, p. 364-373.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С НАНОДИСПЕРСНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ

Ковалевская Т. А., Данейко О. И., Колупаева С. Н.

Томский Государственный архитектурно-строительный университет, Томск,
olya_dan@mail.ru

Создание материалов все более сложного фазового и компонентного состава является неуклонной тенденцией технологии конструкционных материалов. Очевидно, что целенаправленное управление прочностными и пластическими свойствами, как и разработка теории оптимальных структурных состояний конструкционных дисперсно-упрочненных материалов невозможны без выяснения механизмов формирования высокой прочности при деформации.

В данной работе исследование проводилось методами математического моделирования и вычислительного эксперимента на основе модели пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов с г.ц.к. матрицей и недеформируемыми частицами упрочняющей фазы. Предполагается, что частицы упрочняющей фазы являются некогерентными, недеформируемыми, имеют сферическую форму и равномерно распределены в материале матрицы. Размер частиц варьируется в пределах от 5 до 10 нм, расстояние между ними меняется от 20 до 40 нм.

Модель пластической деформации скольжением дисперсно-упрочненных материалов включает систему дифференциальных уравнений баланса сдвигообразующих дислокаций, вакансионных и межузельных дипольных дислокаций, призматических петель вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов, моновакансий и бивакансий; а также уравнение, которое связывает переменные, характеризующие деформирующее воздействие и деформационную дефектную подсистему кристаллического тела, с откликом материала на деформирующее воздействие – скоростью деформации. В модель включены наиболее существенные из механизмов генерации и аннигиляции деформационных дефектов.

На основе математической модели пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов с некогерентной упрочняющей фазой проведено систематическое исследование влияния характеристик второй фазы, параметров воздействия и исходного дефектного состояния материала на кривые деформационного упрочнения и кинетику составляющих дефектной подсистемы. Выявлено, что в дисперсно-упрочненных материалах с нанодисперсной упрочняющей фазой напряжение течения и плотности составляющих деформационной дефектной подсистемы значительно больше, чем в материалах с более крупными частицами (0,05–0,15 мкм) при одинаковой объемной доле упрочняющей фазы.

Зона сдвига, являющаяся базовым структурным элементом при построении модели пластической деформации гетерофазных материалов, формируется десятками и сотнями дислокаций, выпускаемых источником в динамическом режиме. Это является локализацией скольжения на микроуровне. Процессы формирования зоны сдвига в дисперсно-упрочненных материалах могут заметно различаться в зависимости от соотношения масштабных характеристик дислокационной структуры (длина источника, расстояние между дислокациями) и структуры упрочняющей фазы (размеры и форма частиц, расстояние между частицами). В мелкодисперсных материалах, характеризующихся малым расстоянием между упрочняющими частицами и маленьким размером частиц, процесс локализации скольжения в зоне сдвига при высоких и средних температурах полностью подавлен, деформация осуществляется элементарным скольжением.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Ti

**Исламгалиев Р. К., Казыханов В. У., Кильмаметов А. Р., Курманаева Л. Р.,
Шестакова Л. О., Валиев Р. З.**

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа,
Saturn@mail.rb.ru*

Известно, что применение интенсивной деформации кручением (ИПДК) способствует формированию нанокристаллической структуры в чистом Ti. [1]. Вместе с тем, структура и механические свойства ИПДК Ti существенно зависят от режимов его получения [2], а в случае кручения чистых металлов в ИПДК образцах может наблюдаться неоднородность в среднем размере зерна и микротвердости по диаметру образца [3].

В настоящей работе с целью достижения предельного измельчения зеренной структуры, а также повышении однородности ИПДК образцов, был использован новый подход, который базируется на использовании в качестве исходных заготовок титана BT1-0, подвергнутого предварительному равноканальному угловому прессованию и дополнительной термомеханической обработке.

В работе использован метод просвечивающей электронной микроскопии для анализа структуры в центре, на краю и в середине радиуса ИПДК образцов. Были проведены механические испытания на растяжение для определения предела прочности, предела текучести и величины удлинения до разрушения. Особое внимание уделено изучению зависимости механических свойств от температуры отжига. Методом рентгеноструктурного анализа изучено влияние ИПДК на содержание омега фазы и изменение её объемной доли с температурой.

1. R.Z. Valiev, A.V. Sergueeva, A.K. Mukherjee Scripte Materialia. 49 (2003) 669-674.
2. R.K. Islamgaliev, V.V. Latysh, A.R. Kilmametov, V.U. Kazyhanov, Y.T. Zhu, T.C. Lowe, R.Z. Valiev, In: Ultrafine Grained Materials IV, eds.Y. Zhu,T. Langdon, Z. Horita, M. Zehetbauer, S.L. Semiatin, T. Lowe (2006) 183-189.
3. A.P. Zhilyaev, G.V. Nurislamova, B.-K. Kim, M.D. Baro, J.A. Szpunar, T.G. Langdon Acta Materialia. 51 (2003) 753-765

МОДЕЛИРОВАНИЕ СИСТЕМ ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ ЧАСТИЦ

Лоозе В. С., Чуркин В. К.

*Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти
brain@tltsu.ru*

Поведение системы из многих частиц представляет интерес во многих задачах физики. Развитие технологий, позволяющих изучать микроструктуру тел под механическим и температурным воздействием, привело к накоплению фактов, свидетельствующих о чрезвычайно высокой роли внутренней структуры материалов в процессах, сопровождающих их деформирование, в том числе, и при сверхвысоких и сверхнизких температурах.

С другой стороны, развитие вычислительной техники позволяет не ограничиваться лишь статистическим представлением процессов в твёрдом теле. На современном этапе вполне разрешимой стала задача моделирования межмолекулярных взаимодействий. Результаты вычислений могут быть сверены уже статистическим методом с настоящим экспериментом.

Целью работы являлось моделирование на персональном компьютере системы частиц, взаимодействующих по закону Леннарда–Джонса, расчёт их поведения и фазовых переходов.

Рассматриваемая модель предполагает, что имеется набор из некоторого количества частиц, которые взаимодействуют между собой определённым образом. При этом основной частью модели является потенциал их взаимодействия. Рассматриваемое множество частиц помещено в идеальный газ, действие газа учитывается лишь статистически.

Программа состоит из нескольких модулей, каждый из которых выполняет свою функцию. Такое разделение задач позволяет выполнять операции в разное время, или даже на разных компьютерах.

Представленная в работе программа разрабатывалась в предположении, что будет задана лишь функция взаимодействия и число частиц. Таким образом, продукт предназначен для более общей задачи, чем предложенная автором. Многие параметры задачи специально сделаны регулируемыми, хотя этого и не требовалось для эксперимента, например размерность пространства. Программа также рассчитана на реорганизацию для более масштабных задач, с числом частиц порядка 10^9 и выше.

1. Т.И. Трофимова “Курс Физики”, Москва “Высшая школа”, 2000.
2. Wikipedia, *The Free Encyclopedia*, <http://wikipedia.org/>
3. А.М. Кривцов, Н.В. Кривцова “Метод частиц и его использование в механике деформируемого твёрдого тела”, Дальневосточный математический журнал ДВО РАН, 2000.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ТОЛСТОСТЕННОЙ ТРУБЕ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Какулия Ю. Б.

Филиал Российского государственного Социального университета, Анапа
kakuliyay@mail.ru

Цилиндрические элементы из материалов, обладающих эффектом памяти формы, широко применяются в различных устройствах, в частности, в качестве муфт термомеханических соединений. Это обстоятельство диктует необходимость исследования вопросов, связанных с моделированием напряженно-деформированных состояний в таких элементах. Для моделирования напряжений и деформаций в цилиндрических элементах конструкций из материалов с памятью формы применяли численный метод [1], разработанный на основе метода конечных элементов с использованием структурно-аналитической теории прочности.

Проведена серия численных экспериментов для толстостенной трубы со свободными или закрепленными от осевых перемещений торцами. Трубу из материала с мартенситными реакциями первого рода подвергали воздействию внутреннего или внешнего давлений с последующими изменениями температуры в интервалах мартенситных превращений. В расчетах наряду с упругой и тепловой составляющими деформации учитывали деформацию, обусловленную фазовыми превращениями. Систематическое обобщение полученного массива расчетных данных позволило выявить некоторые за-

кономерности изменения напряжений и перемещений в исследуемом объекте. Установлено, что при изменении температуры продеформированной трубы в интервалах мартенситных превращений радиальные перемещения ее точек имеют сложный, реверсивный характер. То же можно сказать и об осевой компоненте напряжений в случае закрепленных торцов трубы. Характер распределения окружных напряжений по толщине стенки трубы существенно меняется с изменением температуры.

Анализ полученных результатов показывает, что применяемый метод расчета позволяет моделировать напряжения и деформации в задачах рассмотренного класса. Его можно использовать для прогнозирования напряженно-деформированных состояний осесимметричных тел из материалов, обладающих эффектом памяти формы, при сложных вариантах температурно-силового воздействия. Возможный в рамках применяемого метода и предполагаемый в дальнейшем учет пластической деформации позволит получить более точную и полную картину изменения деформаций и напряжений в исследуемых объектах.

1. Какулия Ю.Б., Шарыгин А.М. Численное решение краевой задачи механики для материалов со сложными функциональными свойствами // Структура и свойства перспективных металлов и сплавов: Труды XI междунар. семинара «Актуальные проблемы прочности» (30 сентября–4 октября 2002 г., Великий Новгород). Великий Новгород, 2003. С. 80-85.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА 45Ti–45Ni–10Nb ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

**Попов Н. Н., Прокошкин С. Д.*, Сидоркин М. Ю., Сысоева Т. И.,
Боровков Д. В.*, Аушев А. А., Костылев И. В., Гусаров А. Е.**

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики», Саров
popov@astra.vniief.ru

** Московский государственный институт стали и сплавов, Москва*

Изучено влияние закалки, высокотемпературной и низкотемпературной термомеханической обработки на структурные изменения, кинетику мартенситных превращений и функциональные характеристики формовосстановления сплава 45Ti–45Ni–10Nb (ат.%). Методами электронно-зондового и рентгеноструктурного анализов определены структура и фазовый состав, установлены характеристические температуры фазовых превращений до наведения эффекта памяти формы. Найдена область величин наводящей эффект памяти формы деформации, обеспечивающей формовосстановление образцов при температурах выше комнатной. Определены максимальные реактивные напряжения. На основании проведенных исследований сделан вывод, что обработки образцов по режимам закалки и высокотемпературной термомеханической обработки могут обеспечить в исследуемом сплаве получение широкого гистерезиса мартенситного превращения и основное восстановление формы при нагреве выше комнатной температуры. Это дает возможность использовать данный сплав в качестве материала термомеханической муфты, которую можно хранить при комнатной температуре, а термомеханическое соединение трубопроводов осуществлять при нагреве выше комнатной температуры.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ ОЦК-МЕТАЛЛОВ

Котречко С. А., Филатов А. В., Овсянников А. В.

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина
ovsjann@imp.kiev.ua

В последнее время нанокристаллические материалы начали находить широкое практическое применение, в то же время механические возможности нанокристаллов являются мало исследованными, хотя их малый размер подразумевает практически бездефектную структуру, что позволяет рассматривать их как очень перспективный упорочняющий компонент для композиционных материалов.

Представляется важным изучить потенциальные возможности, которые может предоставить использование нанокристаллических материалов в инженерной технике. Поскольку металлы с размером кристаллических зёрен порядка десятков нанометров обладают во многом качественно новыми свойствами, то необходимо хорошее понимание процессов, происходящих в этих структурных элементах в результате механических воздействий.

В качестве модельных ОЦК материалов были рассмотрены молибден и железо. В работе было проведено моделирование поведения нанокристаллов в условиях одноосного (ориентации $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$) и гидростатического нагружения. Для расчётов использовался потенциал внедрённого атома (EAM).

Потеря механической устойчивости происходит в момент образования дефекта в правильной решётке, и дальнейшая деформация происходит за счёт распространения возникшего искажения.

Обнаружено, что разрушению всегда предшествует пластическая деформация, которая в некоторых случаях может достигать 90%.

В случае гидростатического растяжения шарообразного образца разрушение происходит путём образования и распространения трещины, однако, её образованию также предшествуют сдвиговые деформации.

Показано изменение характеристик поведения моделируемого материала в интервале температур 3–1000 К.

Для одноосного растяжения вдоль оси $\langle 100 \rangle$ происходит локальная перестройка кристалла, приводящая к образованию и распространению области, ориентированной направлением $\langle 110 \rangle$ параллельно растягивающему напряжению. При сжатии нанокристалла вдоль направления 110 наблюдается обратная ситуация.

Показано, что влияние нормальных напряжений на сопротивление сдвигу может быть с достаточной точностью аппроксимировано зависимостью типа: $\tau_c = \tau_0 \exp(-\alpha \xi_{nn})$; где τ_0 – критическое напряжение сдвиговой неустойчивости при нулевом значении локальных нормальных напряжений на плоскости сдвига ($\xi_{nn} = 0$); α – коэффициент, характеризующий чувствительность сопротивления сдвигу к величине нормальных напряжений.

СТРУКТУРА НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗОВОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Поликарпов В. М., Быстрицкий В. С., Головин Ю. М.

Тамбовский государственный технический университет, Тамбов
polikarpovt@mail.ru

Политетрафторэтилен (ПТФЭ), структурная формула которого $[-CF_2-CF_2-]_n$, – высокомолекулярное соединение, которое имеет уникальные промышленные свойства.

Было проведено рентгенографическое исследование оригинальных образцов с различной предысторией на основе ультрадисперсного ПТФЭ [1]. В ряде случаев использовалась ИК-спектроскопия. В результате исследования на дифрактограммах ПТФЭ было зарегистрировано 3 диффузных максимума соответственно в районе углов 18° , 40° , 80° . Диффузное рассеяние в области $2\theta \sim 80^\circ$ имело наименьшую интенсивность. Интегральная интенсивность аморфного рассеяния в области $2\theta \sim 40^\circ$ для некоторых образцов превышала сумму кристаллического и аморфного при $2\theta \sim 18^\circ$, тогда как, в ряде других случаев ее интенсивность была незначительной. При этом какая-либо корреляция с кристаллическим и аморфным рассеянием в области $2\theta \sim 18^\circ$ отсутствовала, что свидетельствует о разной природе проявления вышеуказанных диффузных максимумов. Форма аморфного гало при $2\theta \sim 40^\circ$ позволила предположить, что в образцах ультрадисперсного ПТФЭ присутствует две независимые фазовые некристаллические составляющие, первая из которых состоит из макромолекул, а вторая из неупорядоченных слоев гексагонов. Данное предположение было подтверждено данными ИК спектроскопии, свидетельствующее о присутствии в материале двух некристаллических фазовых компонентов.

Для окончательной идентификации структур была построена функция радиального распределения, а также проведены расчеты дифракционной кривой для некристаллических фазовых составляющих с использованием формулы Дебая. Проведенные расчеты для аморфных компонент ПТФЭ показали хорошее совпадение с экспериментальными данными. Как показали проведенные исследования, диффузное гало в области $2\theta \sim 80^\circ$ отвечает межатомному рассеянию от ближайших атомов углерода и фтора. Аморфное гало в области углов $2\theta \sim 40^\circ$ является суперпозицией внутримолекулярного рассеяния от макромолекул ПТФЭ, а также от слоев гексагонов C_6F_6 . Анализ экспериментальных результатов и сопоставление с проведенными расчетами показал, что последняя аморфная компонента в области $2\theta \sim 40^\circ$ может иметь структуру неупорядоченных слоев, со средним межслоевым расстоянием около 0,25 нм. У ПТФЭ в некоторых образцах ее содержание достигало 94% от общего количества полимерного материала. Диффузное рассеяние в области $2\theta \sim 18^\circ$ вызвано межмолекулярным рассеянием макромолекул ПТФЭ, имеющих конформационные нарушения.

Работа выполнена при поддержке государственного контракта: 02.442.11.7295 по лоту 2006-РИ-19.0/001 "Проведение научных исследований молодыми учеными".

1. Tsvetnikov A. K. and Uminskii A. A. (1997). "The way of polytetrafluoro-ethylene processing", Patent RF 1775419.

**МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ
В ЧАСТИЧНО-КРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ ТОНКИХ ПЛЕНКАХ
ИЗ СПЛАВА $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$**

Беляев С. П., Шеляков А. В.*, Реснина Н. Н.

НИИ математики и механики СПбГУ, Санкт Петербург,

natasha@smel.math.spbu.ru

** Московский инженерно-физический институт, Москва*

Возможность использования тонких пленок из сплавов с памятью формы в качестве рабочих элементов в микро-электро-механических системах объясняет повышенный интерес ученых к исследованию кинетики мартенситных превращений и эффектов памяти формы в таких объектах. Полученные данные показывают, что, в отличие от массивных объектов, в тонких пленках существуют дополнительные факторы, влияющие на характеристики мартенситных превращений, а, следовательно, и на функциональные свойства, к которым можно отнести способы получения пленок и условия их кристаллизации.

В настоящей работе исследовали влияние объемной доли кристаллической фазы на температурные интервалы фазовых превращений и величину формовосстановления в тонких пленках из сплава $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$, полученных закалкой из расплава. Частичную кристаллизацию первоначально аморфных тонких пленок осуществляли в дифференциальном сканирующем калориметре Mettler-Toledo 822^e при температурах 470 °C или 480 °C, а объемную долю кристаллической фазы вычисляли, анализируя величину скрытой теплоты кристаллизации. Для исследования кинетики мартенситных превращений пленки, с различным содержанием кристаллической фазы ($\Phi_{\text{кр}}$), охлаждали и нагревали в интервале температур 100 ÷ –120 °C в ДСК со скоростью 5 °C/мин. Полученные результаты показали, что при $\Phi_{\text{кр}} < 30$ % мартенситные превращения в исследуемом интервале температур не наблюдаются, а при $\Phi_{\text{кр}} > 30$ % имеет место $B2 \leftrightarrow B19'$ превращение, причем температурный интервал прямого перехода существенно меньше интервала обратного превращения. Увеличение объема кристаллической фазы до 100 % приводит к увеличению температур как прямого (на 50 °C), так и обратного (на 20 °C) превращений, при этом температурные интервалы не изменяются.

Для исследования влияния объемной доли кристаллической фазы на функциональные свойства частично-кристаллизованных пленок, их предварительно деформировали при температуре 77 К до 6 % и нагревали до 353 К, при этом наблюдали восстановление деформации (эффект памяти формы). Было обнаружено, что полное восстановление заданной деформации наблюдали только в пленках с содержанием кристаллической фазы более 60 %, в противном случае имеет место частичный возврат. Эти результаты позволили сделать предположения относительно механизмов деформирования аморфно-кристаллических пленок. По всей видимости, в пленках, содержащих менее 60 % кристаллов, деформация развивается как в аморфной, так и в кристаллической фазах, а в пленках с $\Phi_{\text{кр}} > 60$ % деформирование осуществляется только в кристаллической фазе за счет обратимых механизмов (например, переориентации мартенситных доменов).

Работа выполнена при поддержке гранта президента Российской Федерации для молодых ученых № МК-1977.2005.8, ФЦНТП госконтракт № 02.445.11.7312.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВЕ $\text{Cu-1\%Cr-0,7\%Al-0,2\%Zr}$ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Фаизова С. Н., Александров И.В.*, Балабанова Н. В.*

Институт механики УНЦ РАН, Уфа

** Уфимский государственный авиационный технический университет
snfaiz@mail.ru*

Хромовые бронзы системы Cu-Cr-Zr являются термически упрочняемыми сплавами. Оптимальный комплекс физических и эксплуатационных свойств этих сплавов достигается сочетанием различных режимов термообработки и традиционных способов механической обработки металлов.

Использование интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) увеличивает прочность сплавов за счет измельчения структуры до наноразмеров.

При ИПДК изменяются условия реализации диффузионных механизмов, и, соответственно, условия растворения и выпадения дисперсионно-упрочняющих частиц. В связи с чем важно изучить влияние режимов термообработки на особенности деформационно-стимулированной диффузии легирующих элементов в меди при ИПД и, как следствие, дисперсионного упрочнения медных сплавов системы Cu-Cr-Zr . В настоящей работе задача решается применительно к сплаву $\text{Cu-1\%Cr-0,7\%Al-0,2\%Zr}$.

В данной работе представлены данные исследования влияния режимов высокотемпературной термообработки (ТО), проводимых перед ИПДК на формирование высокопрочного состояния. Образцы закаляли в воду после выдержки при температурах 1000 (сост. 1) и 1050 °С (сост. 2) в течение 1 часа. В результате были получены 2 исходных состояния медного сплава $\text{Cu-1\%Cr-0,7\%Al-0,2\%Zr}$ в виде пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в медной матрице, которые отличаются степенью растворения и распределения по размерам дисперсных частиц. Размер образцов: $\varnothing 10\text{мм}$ и $h = 0,8\text{мм}$. Число оборотов ИПДК – 5, нагрузка – 6 ГПа. Пост-деформационный отжиг проводили при температуре 450 °С в течение 1 часа.

ИПДК привело к формированию из крупнозернистой структуры (средний размер зерен 26 и 34 мкм для 1 и 2 состояния) нанокристаллической с размером структурных составляющих около 90 нм в обоих состояниях. Однако средний размер и характер распределения дисперсионно-упрочняющих частиц легирующих элементов в меди различаются. В состоянии 1 средний размер частиц и расстояние между ними составили 26 и 110 нм, в состоянии 2 – 18 и 105 нм, соответственно.

Пост-деформационная ТО образцов приводила к активизации процессов возврата и рекристаллизации. Средний размер структурных составляющих увеличился до 110 нм в обоих состояниях, наблюдалась структурная неоднородность. Заметно увеличилось число мелких частиц в обоих состояниях, общие закономерности по размерам и расстояниями между ними сохраняются.

Наблюдалась хорошая корреляция между изменениями структуры и микротвердостью. ИПДК приводило к увеличению микротвердости с 580 и 620 МПа до 2120 и 2430 МПа, соответственно, для образцов в состояниях 1 и 2. Пост-деформационная ТО приводит к уменьшению микротвердости до 1965 и 1885 МПа.

Таким образом, приведенные экспериментальные данные показывают существенное влияние высокотемпературной ТО на характер дисперсионного упрочнения в сплаве $\text{Cu-1\%Cr-0,7\%Al-0,2\%Zr}$ в ходе ИПДК и при пост-деформационной ТО.

Работа поддержана грантом РФФИ (проект № 06-08-00971).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Cu–1%Cr–0,7%Al–0,2%Zr ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ ИПД

Фаизова С. Н.¹, Александров И. В.², Саркеева Е. А.², Латыш В. В.³

¹Институт механики УНЦ РАН, Уфа,

snfaiz@mail.ru

²Уфимский государственный авиационно-технологический университет

³НКТБ Искра

Многопроходное равноканальное угловое прессование (РКУП) как метод интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из эффективных способов повышения прочности объемных материалов за счет измельчения структуры до наноразмерных составляющих. Применение методов ИПД в сочетании с постдеформационной термообработкой к низколегированным медным сплавам системы Cu–Cr–Zr позволяет повысить прочность данных сплавов и одновременно сохранить электропроводность.

В данной работе исследовали структуру и свойства сплава Cu–1%Cr–0,7%Al–0,2%Zr с исходной крупнозернистой структурой (размер зерна 33 мкм) в ходе комбинированной термомеханической обработки. РКУ прессованием в сочетании с традиционными обработками материала (кузнечной протяжкой и волочением) были получены длинномерные заготовки (длиной порядка 1 м, диаметром 5 мм). Постдеформационный отжиг (ТО) проводили при температуре 450 °С в течение 1 часа.

Установлено формирование анизотропных структуры и свойств полученных прутков. После комбинированного ИПД значения микротвердости в продольном сечении прутка составляют $HV_{\perp} = 1520$ МПа, в поперечном сечении $HV_{\parallel} = 1440$ МПа. При этом прочность вдоль прутка возрастает с 250 до 550 МПа. После ТО значения микротвердости становятся равными $HV_{\perp} = 2020$ МПа, $HV_{\parallel} = 2010$ МПа, прочность возрастает до 700 МПа.

Электронно-микроскопические исследования показали, что вдоль направления прутка формируется полосовая структура с высокой плотностью дислокаций. Поперечное сечение вытянутых зерен составляло около 260 нм. После ТО сечения вытянутых зерен уменьшается до 160 нм.

Использование метода экстракционных реплик позволило определить химический состав, морфологию, характер распределения и размер дисперсных частиц легирующих элементов. В исходном состоянии средний размер частиц оставил 80 нм, в ходе комбинированной термомеханической обработки средний размер частиц уменьшается до 20 нм. Анализ полученных результатов показал, что при ИПД происходит активизация диффузионных процессов и, как следствие, деформационно-стимулированный распад пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в медной матрице.

В результате формирования полосовой нанокристаллической структуры, упрочненной дисперсными выделениями легирующих элементов, прочность сплава Cu–1%Cr–0,7%Al–0,2%Zr возрастает в 1,7 раза по сравнению с промышленной обработкой (ПО): 700 МПа после ИПД и 450 МПа после ПО.

Работа поддержана грантом РФФИ (проект № 06-08-00971).

COMPARISON OF NANOCOMPOSITES BASED ON DIFFERENT POLYMERIC MATRICES AND UNMODIFIED NANOCCLAY

Gaidukov S.¹, Maksimov R.D.², Kalnins M.¹, Zicans J.¹, Svinka V.³

¹ *Institute of Polymer Materials, Riga Technical University, Latvia*
gaidukov@gmail.com

² *Institute of Polymer Mechanics, University of Latvia, Latvia*

³ *Institute of Silicate Materials, University of Latvia, Latvia*

The nanocomposites were prepared by blending different chemical structure acrylic copolymers – aqueous dispersions of styrene-acrylate copolymer (SAC) and acrylic copolymer made with acrylonitrile and vinylacetate (AVC) with ultrasonic dispersed pristine hydrophylic montmorillonite nanoclays (MMT). Different concentration nanocomposites with filler content from 0 to 15 wt.% were processed. Influence of filler content on the tensile stress-strain diagrams, elasticity, strength, elongation at break and the properties of water vapour barrier (diffusivity, solubility, and permeability) were investigated.

It was found that the addition of a rather small amount of the filler considerably enhances the appropriate tensile properties of the polymer material. Tensile tests were performed on dog-bone shaped specimens according to the ISO EN 527 on the universal testing system. Nanocomposites containing 5 wt.% show significant increase in 2,8 and 3,1 times of elastic modulus E for SAC and AVC correspondingly. Tensile strength σ of both matrices nanocomposites also increases with the MMT content. Yield stress σ_y – remarkably increases; strain at yield ϵ_y – decreases correspondingly. However, strain at break of nanocomposites ϵ decreases with increasing filler concentration, but no embrittlement of the material was observed.

Additionally, differential scanning calorimetry DSC was performed to evaluate the filler influence on the phase transition of the polymer. DSC scans were performed in the temperature range from -100 till 300 °C in nitrogen atmosphere. Glass transition of the material was obtained. Observed, that increase in glass transition temperature is believed to be contributed from filler-polymer large contact area and formation of nanoscale interfacial regions with altered molecular mobility due to polymer macromolecules intercalation in the nanoclay gallery space.

It was found that addition of MMT significantly improves barrier properties of the polymeric material. Sorption of water vapors was performed at 25 °C at different water vapour activities. Water vapour permeability of nanocomposites containing 5 wt.% of MMT decreases 1.6 and 2.1 times comparing to pure SAC and AVC. Increase of penetrant molecule diffusion pathway tortoisity owing to shield effect of platelet particles is responsible for observed drastic improvement in nanocomposite water permeability property.

НЕРАВНОВЕСНАЯ ТЕРМОДИНАМИКА МНОГОУРОВНЕВОГО РАЗРУШЕНИЯ КВАЗИХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Метлов Л. С.^{1, 2)}, Анциферов А. В.²⁾

¹⁾ Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина
Донецк, Украина, metlov@mail.donbass.com

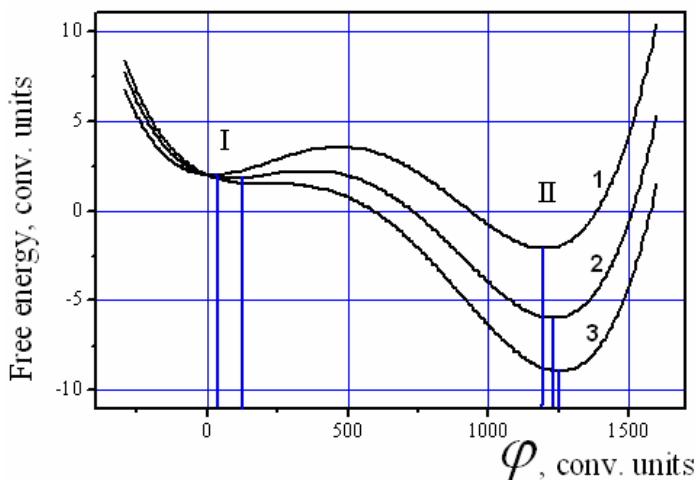
²⁾ Украинский государственный научно-исследовательский и проектно-конструкторский институт горной геологии, геомеханики и маркшейдерского дела
НАН Украины

Разрушение квазихрупких тел при длительно действующих внешних нагрузках представляет собой неравновесный многоуровневый иерархический процесс. Для его описания вводится некоторое термодинамическое тождество:

$$du = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^e + T ds + \varphi dh,$$

которое является обобщением 1-го и 2-го закона термодинамики на слабонеравновесные процессы. Здесь u – плотность внутренней энергии, σ_{ij} , ε_{ij}^e – тензор напряжений и упругая часть тензора деформаций, T , s – температура и плотность энтропии, φ , h – некоторая дуальная пара термодинамических переменных, характеризующих нарушенность материала, φ – средняя избыточная потенциальная энергия, приходящаяся на один дефект (статическая температура), h – плотность дефектов (статическая энтропия).

Свободная энергия определяется вычитанием из u всей связанной энергии в форме теплового движения Ts и дефектами φh , откуда следует, что естественными аргументами свободной энергии будут переменные ε_{ij}^e , T и φ . Раскладывая свободную энергию в ряд по ее аргументам вплоть до четвертой степени по статической температуре, ее график можно представить в форме кривой четвертого порядка (рисунок). Минимумы свободной энергии описывают некоторые устойчивые энергетические состояния системы дефектов (например, микротрещин). Из графика следует, что в заданном приближении возможно существование двух равновесных конфигураций дефектов, которые разделены между собой потенциальным барьером. Левый минимум соответствует дефектам меньшего размера, правый, соответственно, большего размера. С увеличением внешней механической нагрузки, то есть при больших значениях ε_{ij}^e , левый минимум может исчезнуть и система перейдет к трещинам следующего иерархического размера.



туре, ее график можно представить в форме кривой четвертого порядка (рисунок). Минимумы свободной энергии описывают некоторые устойчивые энергетические состояния системы дефектов (например, микротрещин). Из графика следует, что в заданном приближении возможно существование двух равновесных конфигураций дефектов, которые разделены между собой потенциальным барьером. Левый минимум соответствует дефектам меньшего размера, правый, соответственно, большего размера. С увеличением внешней механической нагрузки, то есть при больших значениях ε_{ij}^e , левый минимум может исчезнуть и система перейдет к трещинам следующего иерархического размера.

1. Метлов Л.С., Анциферов А.В. Неравновесная термодинамика разрушения квазихрупких твердых тел. В кн.: XVI Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 14-16 марта 2006.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ВТОРИЧНЫХ ПОЛИОЛЕФИНОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ АГРЕССИВНЫХ СРЕД

Андреанов Р. А., Попова М. Н., Пахнева О. В.

Московский государственный строительный университет, Москва

Вологодский государственный технический университет, Вологда

paola@mh.vstu.edu.ru

В докладе рассматриваются результаты испытаний вторичных полиэтилена и полипропилена, применяемых для коллекторов очистных сооружений промышленных предприятий, подвергнутых воздействию различных агрессивных сред.

Любые сточные воды моделировать весьма сложно, вследствие неопределенности состава и большого количества соединений, в них содержащихся. Поэтому при изучении свойств вторичных материалов исследовали влияние сточных вод от травления черных металлов серной кислотой и жидких агрессивных сред коксохимических производств. После проведения анализа этих вод выяснено, что на стойкость исследуемых материалов в указанных средах наибольшее воздействие будут оказывать серная кислота, фенол и щелочь. Для исследования химической стойкости исследуемых полимеров концентрации компонентов были значительно увеличены и приняты следующими: серная кислота – 10%, 30%, 50%; фенол – 5%, 10%, 20%; щелочь (NaOH) – 10%, 30%, 50%.

Взаимодействие агрессивных сред на полиэтилен и полипропилен определяется по следующим свойствам: изменение в весе образцов; изменение предела прочности при растяжении; изменение относительного удлинения при разрыве.

В задачу исследований входит изучение одновременного воздействия на изучаемые полимеры концентрации среды, времени испытания и температуры.

На основании проведенных испытаний исследования механизма разрушения и процесса старения полиэтилена и полипропилена в агрессивных средах при повышенных температурах и на их последующей аналитической обработки можно сделать следующие выводы:

1. Экспериментально получена аналитическая зависимость, устанавливающая связь процесса старения полиэтилена и полипропилена с внешними факторами: временем, видом и концентрацией агрессивной среды, температурой.
2. Установлено, что скорость старения полиэтилена и полипропилена в зависимости от температуры меняется по экспоненциальному закону и описывается уравнением Аррениуса.
3. Предложен метод расчета долговечности полиэтилена и полипропилена в условиях старения с учетом температуры, концентрации среды.
4. Исследования долговечности полиэтилена и полипропилена в щелочной среде показали, что в данном случае ее можно описать тем же уравнением, как и в случае кислотных сред.
5. Исследования материалов различной толщины показали влияние на долговечность масштабного фактора, т.е. толщины.

КИНЕТИКА ОЧАГОВ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ СПЛАВА Д1

Стрельникова А. В., Зуев Л. Б., Данилов В. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

anna_64@list.ru

На основе анализа большого числа экспериментальных данных по различным материалам установлено, что на всех этапах деформирования, начиная с предела текучести, наблюдается макролокализация пластической деформации [1]. В большинстве случаев картины распределения зон локализации деформации упорядочены в пространстве и во времени, а тип локализации определяется законом пластического течения, то есть стадией деформирования материала. В [2] было показано, что для ОЦК и ГПУ поликристаллов на стадии предразрушения характерен особый вид картин локализации, где поведение очагов локализованной пластичности позволяет предсказывать место будущего разрушения. Стадийность кривых ГЦК сплавов заметно отличается, и стадия предразрушения при растяжении может вообще не проявляться. Поэтому для проведения исследований был выбран алюминиевый сплав марки Д1. Путем соответствующей термической обработки регулировалась степень насыщения твердого раствора, а следовательно, продолжительность стадий деформации.

В результате исследований были сформулированы следующие положения о характере макролокализации деформации поликристаллического ГЦК сплава Д1. В ГЦК сплаве Д1 обнаружена протяженная стадия предразрушения, где показатель деформационного упрочнения $n = 0,3 < 1/2$. Картины зон локализованной деформации, как это было предсказано в [1, 2], эволюционируют в соответствии со стадиями кривой нагружения сплава Д1. На линейной стадии возникает фазовая волна локализованной пластичности, на стадии Тейлора – стационарное пространственно-периодическое распределение зон локализации деформации, на стадии предразрушения происходит схождение доменов локализованной пластичности к месту будущего разрушения. Скорость волны локализованной пластичности на стадии лиейного упрочнения сплава Д1 соответствует универсальной зависимости от приведенного коэффициента упрочнения материала [1]. На стадии предразрушения в деформируемом образце возникают независимо эволюционирующие (в смысле деформационного упрочнения–разупрочнения) домены локализованной деформации. В этой ситуации в пределах образца существуют как упрочняющиеся с положительными показателем $n > 0$ и коэффициентом $K > 0$ деформационного упрочнения, так и разупрочняющиеся ($n < 0$, $K < 0$) домены, движущиеся с постоянной для каждого из них скоростью, величина которой линейно зависит от координаты места рождения домена локализованного течения, что согласуется с работой [2]. Формирование шейки и зарождение зоны разрушения начинается задолго до собственно разрыва и является результатом взаимосогласованного движения доменов локализованного пластического течения, приводящего к их «конденсации» вблизи места вязкого разрушения. Положение последнего достаточно рано фиксируется одним рождающимся в конце стадии тейлоровского упрочнения доменом, а момент разрушения определяется согласованным движением всех доменов локализованной пластической деформации.

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Семухин Б.С. Пространственно-временное упорядочение при пластической деформации твердых тел // Успехи физики металлов. – 2002. – Т. 3. – № 3. – С. 237-304.
2. Зуев Л.Б., Данилов В.И. Кинетика макродоменов локализованной пластичности на стадии предразрушения металлов // ЖТФ. – 2005 – Т. 75. – № 12. – С. 102-105.

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ НОРМАЛЬНОЙ И ЛАТЕРАЛЬНОЙ МИКРО- И НАНОКОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Юнак М. А., Бойцов Э. А.,
Поверинова Г. В., Мелехов С. А., Хлебников В. В.

Тамбовский государственный университет, Тамбов,
golovin@tsu.tmb.ru

Служебные свойства твердых тел во многом определяются их пластическими и прочностными характеристиками. При этом любые процессы макро- и микропластической деформации, а также разрушения всегда является результатом громадного числа взаимообусловленных динамических процессов в дефектной структуре материала. Из-за большого числа таких событий в единицу времени и инерционности традиционных механических средств испытания материалов реальная кинетика пластического течения и разрушения, заложенная природой на микроуровне, маскируется, что затрудняет ее обнаружение и исследование.

Интенсивное развитие в последнее десятилетие методов атомно-силовой микроскопии и динамического наноиндентирования, а также связанных с ними способов тестирования обеспечило возможность исследования механических свойств не только на микро-, но и на наноуровне, выяснения физических причин и механизмов масштабных эффектов и кинетических процессов в этих условиях. Это позволяет лучше понять сущность физических процессов происходящих на микро- и наноуровне и определяющих прочность и пластичность материала.

В работе описаны результаты экспериментального исследования динамики наноконтактной деформации ионных и ковалентных кристаллов (Si, Ge, GaAs, ZnS, LiF, NaCl, KCl), металлов и металлических сплавов (Al, Сталь 10, сплавы Al–Mg и др.), объемных аморфных металлических сплавов ($Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$ и $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$), полимеров (ПММА) и керамик (керамики на основе ZrO_2) методами динамического наноиндентирования и атомно-силовой микроскопии.

При нормальной и латеральной микро- и наноконтактной деформации в широком диапазоне скоростей относительной деформации (от 3×10^{-3} до 10^2 с^{-1}) обнаружены и исследованы процессы скоростных зависимостей пластической деформации и разрушения. Установлена зависимость кинетики формирования зоны деформирования, а так же определены величины динамической микро- и нанотвердости, модуля Юнга, коэффициента скоростной чувствительности нано- и микротвердости, доля материала вытесненного в навал около отпечатка, степень относительной деформации материала в зоне деформирования, коэффициент трещиностойкости, параметр Палмквиста, микрохрупкость, поверхностную энергию разрушения и коэффициент трения в зависимости от размеров зоны деформирования, температуры и прочностных свойств материала (отношения статической твердости к модулю Юнга исследуемого материала). Проведенный термоактивационный анализ позволил установить мгновенные значения ряда активационных параметров (величину активационного объема и энергии активации) процессов пластической деформации при нормальном и латеральном деформировании. Полученные значения величины активационного объема позволили установить номенклатуру структурных дефектов и кинетику доминирующих микромеханизмов пластичности при действии высоких локальных напряжений в зависимости от размера зоны деформирования, скорости относительной деформации и температуры.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЕЛИЧИНЫ ПРИЛОЖЕННОЙ СИЛЫ НА ВЕЛИЧИНУ ГОМОГЕННОЙ И ГЕТЕРОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ В МИКРО- И СУБМИКРООБЪЕМАХ

Иволгин В. И.¹, Тюрин А. И.¹, Коренков В. В.¹, Мелехов А. С.¹,
Бенгус В. З.², Табачникова Е. Д.², Хоник В. А.³

¹ Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов

² Институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины, Украина, Харьков

³ Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж

ivolgin@tsu.tmb.ru

Пластическая деформация (в отличие от упругой) на атомарном уровне протекает всегда неоднородно. Тем не менее, в физике пластичности принято различать гомогенные и гетерогенные моды течения. Условная граница между ними определяется, главным образом, условиями проведения эксперимента (температура проведения испытания, скорость относительной деформации и др.) и характеристиками исследуемого образца (тип материала из которого он изготовлен, его предыстория, характерные размеры, состояние поверхности и т.д.). При этом пластическое деформирование за пределом текучести приводит к образованию большого числа структурных дефектов различной номенклатуры и масштабного уровня, самосогласованно движущихся в твердом теле и образующих сложные иерархические системы. Такое поведение может вызывать макроскопические скачки деформации (эффект Савара, Портевена–Ле-Шателье и др.), анализ которых позволяет установить роль самоорганизации в формировании механических свойств. Освоение нанометрового диапазона характерных размеров объектов, элементов структуры, областей локальной деформации ставит задачу определения границ скейлинга процессов самоорганизации и механических свойств различных материалов в целом.

В работе исследуется кинетика скачкообразной деформации и роли скачков в суммарном массопереносе, а также доле и величине относительной деформации в зоне укола при непрерывном нано- и микроиндентировании алюминий-магниевого поликристаллических и объемных аморфных металлических сплавов на основе палладия ($\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$) и циркония ($\text{Zr}_{46,8}\text{Ti}_8\text{Cu}_{7,5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{27,5}$) в широком диапазоне глубин отпечатка, скоростей относительной деформации и степени локализации деформации (с разрешением по глубине 1 нм и по времени – 50 мкс).

Показаны и определены фазы гетерогенной и гомогенной деформации, количество и амплитуда скачков и их вклад в пластичность и величину относительной деформации материала. Выявлены отдельные моды деформации, установлены границы и условия их смены друг другом с ростом размера зоны деформирования (от десятков нанометров до единиц микрон) и скорости относительной деформации (от 10^{-2} до 10^2 с⁻¹). Проведен автокорреляционный, статистический и мультифрактальный анализ скачкообразных мод деформации при динамическом наноиндентировании.

Сопоставление статистических характеристик временных зависимостей неравномерной деформации, развивающейся в микро- и нанобъемах, позволило выявить сходства и различия отдельных стадий, мод и параметров неустойчивостей пластического течения в поликристаллических и аморфных материалах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 04-02-17198 и 06-08-01433).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМА МАТЕРИАЛА, ВЫТЕСНЕННОГО В НАВАЛ И УПЛОТНЕННОГО ПОД ОТПЕЧАТКОМ, А ТАКЖЕ ГРАДИЕНТА ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ ДЕЙСТВИЯ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Тюрин А. И., Юнак М. А.

Тамбовский государственный университет, Тамбов,
aityurin@narod.ru

Несмотря на достаточно интенсивное исследование микро- и наноконтактной деформации с помощью активно развивающихся методов индентирования, многие вопросы поведения материала в субмикрообъемах при действии высоких неоднородных напряжений остаются еще дискуссионными и/или даже еще невыясненными. К ним относятся вопросы о кинетике формирования пятна контакта, направлении перемещения материала в зоне укола, достигаемой относительной деформации и ее градиенте, механизмах деформирования и др.

Данная работа посвящена исследованию поведения материала под действием высоких локальных напряжений в широком диапазоне скоростей относительной деформации (от 10^{-2} до 10^2 с $^{-1}$).

Исследования проводились с помощью алмазной пирамидки Берковича под действием треугольного, симметричного импульса нагрузки варьруемой амплитуды и длительности фронта нагружения от 10 мс до 100 с, подбираемой таким образом, чтобы размер непосредственной зоны контакта был одинаковым при всех исследуемых скоростях относительной деформации.

Измерение распределения высот навала с расстоянием до места укола и профиля отпечатка производилось с использованием атомно-силового микроскопа Solver. По картинам распределения определялся профиль отпечатка и зоны деформирования вблизи места укола. Знание реальной картины распределения профиля материала около места укола позволяет определить реальный объем восстановленного отпечатка и объем навала материала около него.

Проведенные эксперименты показали существование немонотонной зависимости объема навала ряда материалов (NaCl, LiF, LiF-γ) в исследованном интервале скоростей относительной деформации (от 10^{-2} до 10^2 с $^{-1}$). Знание реального объема отпечатка и объема навала позволяет сделать оценку доли материала, уплотняемого под отпечатком и вытесняемого в навал, в зависимости от скорости относительной деформации, а также произвести расчет градиента относительной деформации в зоне действия высоких локальных напряжений.

Показано, что доля материала, вытесненного в навал, зависит от скорости относительной деформации и типа исследуемого материала. Так для LiF в диапазоне от 10^{-2} до 10^{-1} с $^{-1}$ доля объема материала, вытесненного в навал, остается постоянной и составляет 35% от объема отпечатка, а в интервале от 10^{-1} до 10^2 с $^{-1}$ убывает от 35% до 10–11%. Для NaCl в диапазоне от 10^{-2} до 10^{-1} с $^{-1}$ доля объема материала, вытесненного в навал, составляет 28% от объема отпечатка, а в интервале от 20 до 10^2 с $^{-1}$ убывает до 22–23%. Определение градиента относительной деформации показывает, что наибольшая деформация (порядка 30–40 %) приходится на область, непосредственно прилегающую к отпечатку, а затем достаточно быстро спадает по закону, близкому к степенному. Увеличение средней скорости относительной деформации в диапазоне от 10^{-2} до 10^2 с $^{-1}$ приводит к росту максимального значения $\langle \epsilon \rangle$ и изменению ее распределения в зависимости от расстояния до места укола.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (№ 04-02-17198).

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Al–2,7%Mg МЕТОДАМИ ДИНАМИЧЕСКОГО НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Иволгин В. И., Бойцов Э. А., Поверинова Г. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов,
ivolgin@tsu.tmb.ru

Обычно неустойчивая пластическая деформация при непрерывном индентировании Al–Mg сплава наблюдается в стандартных условиях нагружения на фазе линейного роста нагрузки в виде релаксационных колебаний индентора. Непосредственной причиной их возникновения является наличие повторяющихся стадий упрочнения и разупрочнения при формировании отпечатка.

В подобных условиях, как показывают эксперименты, период и амплитуда этих колебаний закономерно нарастают. К настоящему времени установлены простые эмпирические зависимости периода от средней скорости относительной деформации микрообъема при формировании отпечатка, и амплитуды – от глубины отпечатка и максимальной величины относительного упрочнения. Полученные результаты достаточно просто объясняются деформационным старением сплавов, проявляющимся при непрерывном динамическом индентировании. Но, по ряду причин, последнее утверждение требует более тщательного обоснования.

Для этой цели в настоящей работе была разработана и использована методика, в которой процесс индентирования на различных стадиях формирования скачка деформации мог изменять свои кинематические и динамические параметры. С ее помощью был проведен анализ двух стадий скачка неустойчивой пластической деформации – упрочнения и релаксации напряжений в сплаве Al–2,7%Mg, возникающего при его непрерывном динамическом нано- и микроиндентировании. Исследования проводились на оригинальной установке, позволяющей при достижении предварительно устанавливаемого набора критических параметров (значений нагрузки, достигнутой глубины отпечатка, мгновенной скорости относительной деформации) изменять параметры нагружения и переходить к последовательности тестирующих импульсов. Исследование отклика системы в этом случае позволило выявить некоторые особенности неустойчивости.

Подтверждено, что параметром, определяющим момент перехода от стадии упрочнения к стадии релаксации напряжений, является $\gamma_c = \Delta P/P$, где P и ΔP , соответственно, нагрузка и ее приращение при упрочнении, а его критическое значение $\gamma_c \approx 0,05$ в первом приближении не зависит от глубины отпечатка и, в определенных пределах, от скорости нагружения. Кроме того, показано, что поведение сплава на стадии упрочнения при малом ($< 5\%$ от P) периодическом изменении силы, приложенной к индентору, в течение некоторого времени является псевдоупругим и вызвано, вероятнее всего, возвратным движением дислокаций или их скоплений в зоне пластической деформации. Из этого следует, что зона деформационного старения сплава, если она существует, вероятнее всего, не примыкает непосредственно к индентору, а находится на некотором удалении от него в глубине пластически деформируемого объема.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 04-02-17198 и № 06-08-01433).

АКУСТИЧЕСКИЕ СИГНАЛЫ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ СТАЛИ 20

Черняева Е. В., Мерсон Д. Л.*, Мещеряков Д. Е.*

СПбГУ, Санкт-Петербург,

[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lana@smel.math.spbu.ru)

* ТГУ, Тольятти

Как было отмечено в [1, 2], характер акустического излучения, регистрируемого при индентировании образцов из стали 20, сильно зависит от термообработки материала и степени предварительной деформации. В настоящей работе была предпринята попытка классификации зарегистрированных сигналов акустической эмиссии (АЭ), исходя из их формы кривых спектральной плотности (спектральных образов) G . Было отмечено, что количество различных видов АЭ сигналов, зафиксированных при всех испытаниях, не превышало 10. Причем, изменение скорости внедрения и типа индентора (алмазный или твердосплавный конусы, шарик диаметром 1,588 мм) не приводит к изменению формы сигналов. Хотя при индентировании шариком общее количество зарегистрированных сигналов больше, чем в случае конусов, для всех видов термообработки. Во всех испытаниях среди первых, наиболее представительных, групп [3] можно выделить четыре основных типа АЭ сигналов (рис.)

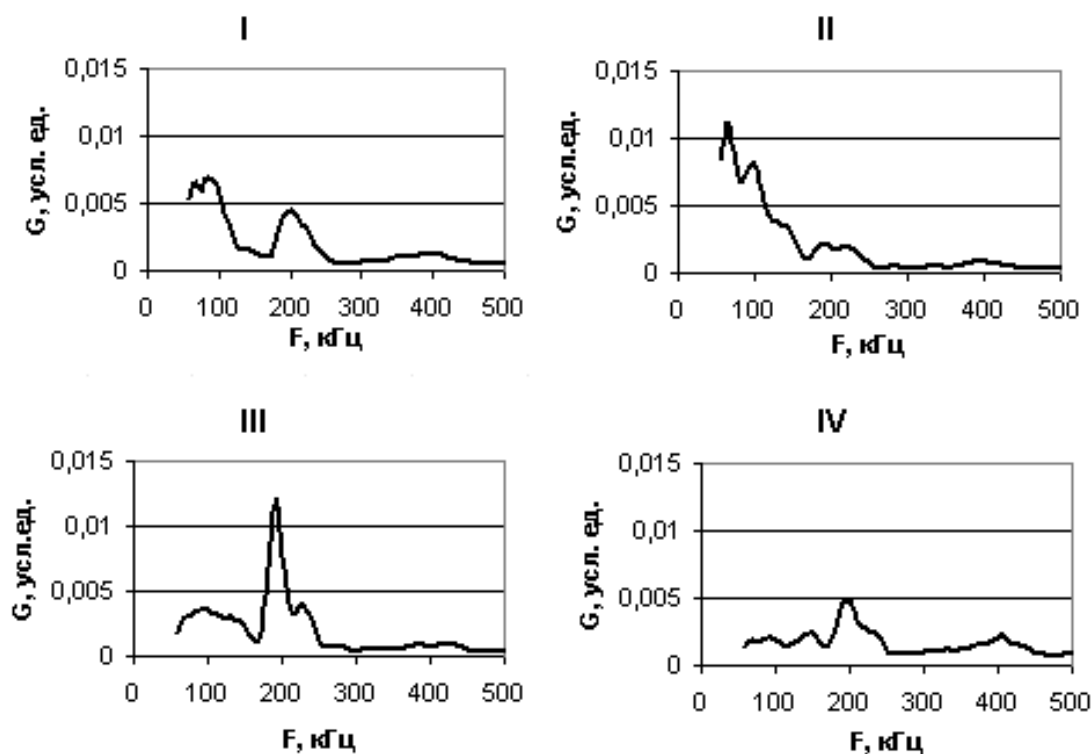


Рис. Виды кривых спектральной плотности наиболее многочисленных сигналов АЭ

Сигналы I регистрируются во всем диапазоне нагрузок на индентор для всех образцов в состоянии закалка+отпуск без предварительной деформации, однако они практически отсутствуют при индентировании этих же материалов в рабочей области образцов, предварительно испытанных на одноосное растяжение, и при индентировании металла в отожженном состоянии и [2]. Отмечено, что медианные частоты этих сигнала-

лов с увеличением нагрузки на индентор имеют тенденцию к некоторому росту, особенно для образцов с наибольшей твердостью (после закалки и низкого отпуска). По-видимому, сигналы типа I связаны с процессами растрескивания хрупких структурных составляющих или декогезии частиц, реализация которых происходит при малых степенях деформации.

Сигналы вида II и III, наиболее энергетичны. Единичные сигналы, зафиксированные при индентировании материала в области шейки, относились именно к этим типам. Наибольшее количество сигналов II приходится на область начального нагружения, до уровня 300–400 Н, в то время как сигналы III обычно появляются при достаточно высоких нагрузках, 400–1000 Н. Возможно, сигналы II связаны с образованием микро-трещин, замыкающихся на поверхности (поэтому они самые низкочастотные), а III – с объемными.

Природа сигналов типа IV не ясна. Обычно они также появляются при достаточно высоких нагрузках, причем наибольшее их количество наблюдается в образцах после среднего отпуска (350 °C), особенно для более высокой температуры закалки (980 °C). Такие сигналы являются наиболее широкополосными, возникают в сильно деформированных областях и, видимо, вызываются какими-то специфическими дефектами.

Появление единичных сигналов других типов носит случайный характер и, судя по виду их кривых спектральной плотности – с ярко выраженными пиками высокого уровня – также относятся к процессам микроразрушений.

Во всех экспериментах были использованы усилитель MSAE-FA010 и датчик MSAE-400 с общим усилением 87 дБ и достаточно равномерной амплитудно-частотной характеристикой в области частот до 500 кГц.

1. Мерсон Д.Л., Черняева Е.В., Мещеряков Д.Е., Дементьев С.И. Влияние температуры отпуска на акустическую эмиссию в процессе индентирования стали 20. Сб. тезисов XVI Междунар. конф. «Физика прочности и пластичности материалов» (26 – 29 июня 2006 г., г. Самара), Самара, 2006. С. 268-269
2. Черняева Е. В., Мерсон Д. Л., Мещеряков Д. Е. Влияние предварительной деформации на спектр сигналов АЭ при индентировании образцов из стали 20. /Фазовые превращения и прочность кристаллов. Сб. тез. IV Междунар. конф. (4-8 сентября 2006 г.), Черноголовка, 2006. С.159
3. Д.Л.Мерсон, А.А.Разуваев, А.Ю.Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия, 2002. – № 7. – С. 37-46.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ СПЛАВЫ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА: МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Пушин В. Г.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
pushin@imp.uran.ru*

Как известно, методы быстрой закалки из расплава (БЗР) и интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют получать металлические материалы с необычными свойствами в наноструктурном состоянии. Данные подходы были использованы для сплавов на основе никелида титана с эффектами памяти формы (ЭПФ). Их применение

открыло уникальные и замечательные возможности изменения микроструктуры, влияния на фазовые превращения и связанные с ними физико-механические свойства данных сплавов. Чрезвычайно полезным в фундаментальном аспекте оказалось использование интенсивной пластической деформации под высоким давлением (ИПДК). Установлено, что ИПДК, как и БЗР, обеспечивает предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации сплавов. Впервые было показано, что при этом аморфная матрица содержит нанообласти с сильно искаженной, но близкой к В2-решетке атомной структурой, которые становятся центрами последующей нанокристаллизации при низкотемпературном отпуске. Параметры наноструктуры (размер зерна от 10 до 100 нм) легко контролируются выбором его температуры и длительности. Нанонитинол демонстрирует рекордные значения пределов прочности (до 2700 МПа), текучести (2000 МПа), реактивного напряжения при ЭПФ (1300–1500 МПа) при пластичности 15–20%, высокую термостабильность структуры и свойств. Использование ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) по разным режимам позволило впервые создать объемные наноструктурные сплавы с ЭПФ. Основным механизмом формирования зеренной структуры (средний размер зерна 200 нм) в данном случае является сочетание динамических процессов полигонизации, фрагментации и рекристаллизации. По сравнению с поликристаллическими прототипами (средний размер зерна 30–100 мкм в зависимости от методов синтеза), объемные (после РКУП) и длинномерные (после БЗР) наноструктурные сплавы никелида титана имеют существенные преимущества: высокие прочностные и пластические свойства в широком интервале температур, комплекс предельных узкогистерезисных ЭПФ (температурных, деформационных, и, прежде всего, силовых). В ряде важных технических и социально значимых направлений применения в промышленности, спецтехнике и медицине нитинол необходим в виде прутков, полос, проволоки, ленты различных типоразмеров. Поэтому как способ дальнейшего улучшения механических характеристик и в качестве формообразующей обработки массивных наноструктурных сплавов TiNi с ЭПФ был использован метод РКУП, комбинируемый совместно с другими деформационно-термическими воздействиями, например, многократной холодной или теплой прокаткой или волочением. Такая последующая деформация на большие суммарные степени переводит сплавы TiNi в сильно фрагментированное мартенситное или аустенитное состояние, соответственно. После обжатия РКУП-сплавов на 90% получено высокопрочное аморфизированное состояние, в котором внутри аморфной матрицы присутствуют изолированные нанозерна размером 5–10 нм. Таким образом, к настоящему времени разработаны и комплексно исследованы объемные высокопрочные и пластичные многофункциональные наноструктурные сплавы TiNi с требуемыми для практического применения геометрическими размерами и формой.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами МНТЦ 2398р, 3802р, ИНТАС 99-01741, 01-0320, РФФИ 02-02-16420, 04-03-96005, 05-02-16728.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Кунцевич Т. Э., Пушин В. Г.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
pushin@imp.uran.ru*

Бинарные и многокомпонентные сплавы на основе TiNi (легированные железом, кобальтом, медью, гафнием или цирконием) были синтезированы методом быстрой заковки из расплава (БЗР) в тонкую длинномерную ленту спиннингованием со скоростями охлаждения $10^5 - 10^6$ К/с. Исследования структуры выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Измеряли также электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы (ЭПФ) сплавов.

Сплавы изучали в исходном состоянии и после отпуска по различным режимам. Установлены химические элементы и концентрационные интервалы легирования, обеспечивающие получение в БЗР-сплавах аморфного состояния, и режимы синтеза (заковки и термообработки), приводящие к формированию в них нанокристаллических или субмикрокристаллических состояний.

Показано, что в зависимости от химического состава, условий заковки и последующей термообработки в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в БЗР-сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании.

Аморфизация и наиболее дисперсные нанокристаллические структуры в БЗР-сплавах реализуются в сплавах, способных к фазовому расслоению. Сплавы с неограниченной растворимостью легирующих элементов наиболее трудно диспергируются при БЗР, хотя и в них удастся создать субмикрокристаллическую зеренную структуру (средний размер зерна до 0,2–0,3 мкм).

Легирование, особенности микроструктуры и фазового состава высокотемпературного аустенитного состояния сплавов определяют также температурные интервалы развития мартенситных превращений и типы образующихся мартенситных фаз (R, B19, B19'). Показано, что термоупругие мартенситные превращения и связанные с ними эффекты памяти формы в БЗР-сплавах различных составов могут быть реализованы в широком температурном диапазоне (от криогенных температур до 450 К), отличаются узким гистерезисом, высокой степенью обратимости однократного и обратимого ЭПФ.

Исследованы особенности структурных механизмов мартенситных переходов в нано- и субмикрокристаллических сплавах. Обнаружена смена механизма мартенситной перестройки от поливариантного (многопакетного) к попарнодвойникованному (однопакетному), а затем к монокристаллическому мартенситу по мере измельчения зерна в интервалах: $> 0,5-1,0$ мкм; $0,1-0,5$ мкм; $< 0,1$ мкм.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами РФФИ 04-03-96005, 05-02-16728, интеграционным проектом УрО и СО РАН.

СОЧЕТАНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ ИЛИ ВОЛОЧЕНИЕМ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

**Пушин В. Г., Валиев Р. З.*, Гундеров Д. В.*, Дюпин А. П.,
Куранова Н. Н., Уксусников А. Н., Юрченко Л. И.**

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,

pushin@imp.uran.ru

** Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа*

Исследованы микроструктура и механические свойства объемных сплавов с эффектом памяти формы на основе Ti–Ni, подвергнутых сочетанной, комбинированной по оптимальным режимам интенсивной пластической деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП) и последующей многократной холодной или теплой деформации прокаткой или волочением на разные степени, а также отжигам, промежуточным или завершающим.

В исходном микрокристаллическом МК-состоянии данные сплавы имели средний размер зерна в несколько десятков (до 100) микрон. РКУП (с числом проходов от 4 до 12) обеспечивает формирование в сплавах однородной субмикрокристаллической (СМК) зеренной структуры, при этом средний размер зерна, снижаясь в 300–500 раз, достигает 0,2–0,3 мкм. Данные МК- и СМК-сплавы с ЭПФ в МК- и СМК-состояниях обладают высокими прочностными и пластическими характеристиками, а в СМК-состоянии – и высоким пределом прочности.

Умеренная холодная или теплая деформация (с суммарным обжатием на 25–30 %) формирует в сплавах высокодефектную полосовую СМК-структуру мартенсита или аустенита, соответственно. Еще более усиливает дефектность, фрагментацию и дисперсность структуры сплавов деформация на 50–60 %. Обнаружено, что при повышении суммарной степени обжатия до 80–90 % при теплой деформации в сплавах может быть сформировано нанокристаллическое (НК), а при холодной деформации преимущественно аморфное состояние. Отжиг при 350–500 °С образцов после РКУП и многократной деформации на высокие степени обжатия, обеспечивает образование в сплавах однородной НК-структуры со средним размером нанозерна от 20 до 100 нм в зависимости от условий отжига.

Измерения механических свойств НК-сплавов показали, что их прочностные свойства (предел деформационной текучести и временное сопротивление) достигают рекордной для этих объемных сплавов величины, близкой к 2000 МПа. После оптимального отжига в сплавах, подвергнутых РКУП и деформации на высокие степени обжатия (50–90 %), реализуются также высокосиловые эффекты памяти формы и фазовая псевдоэластичность при больших напряжениях и практически не снижаются их деформационные (обратимая деформация) и температурные параметры.

Работа выполнена при поддержке грантов МНТЦ №№ 2398, 3208, РФФИ 04-03-96005, 05-02-16728, интеграционного проекта УрО и СО РАН.

СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Cu_3Pd МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ И ОТЖИГА

Буйнова Л. Н., Коуров Н. И., Пилюгин В. П., Пушин В. Г.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
pushin@imp.uran.ru

Атомноупорядоченные сплавы системы медь–палладий относятся к классу электрорезистивных и электроконтактных материалов, и поэтому наряду с необходимыми механическими свойствами они должны обладать пониженным регламентированным электрическим сопротивлением. С другой стороны, в данных сплавах в зависимости от химического состава вблизи стехиометрии и режимов отжига можно реализовать целый ряд упорядоченных сверхструктур с разными типом и протяженностью двойниковых и антифазных доменных границ, в том числе, и периодических антифазных. Наличие дефектов в структуре и варьирование степени дальнего порядка оказывают существенное влияние на электросопротивление сплавов. Его наименьшая величина достигается при медленном и весьма длительном упорядочении сплава Cu_3Pd «сверху». Например, данный процесс при охлаждении от 500 до 270 °С по 2 град/сутки продолжается в течение 4 мес.

Наноструктурные материалы, как известно, обладают не только повышенными механическими свойствами, но и имеют существенные особенности диффузии (на несколько порядков более высокие коэффициенты зернограницной диффузии; в 1,5–2 раза меньшие энергии ее активации и т.п.). Это оказывает прямое воздействие на механизмы и кинетику диффузионно-контролируемых процессов, в том числе, и фазовых превращений, одним из которых является атомное упорядочение. В данной работе нами была поставлена и решена задача получить максимально дефектное неравновесное разупорядоченное наноструктурное состояние в сплавах на основе Cu_3Pd , применив интенсивную пластическую деформацию кручением (ИПДК), а затем подвергнуть эти сплавы отжигам на упорядочение, варьируя температуру и длительность, чтобы реализовать в упорядоченном сплаве различные, релаксированные на разную степень, наноструктурные состояния.

В результате выполненных исследований были впервые получены наноструктурные атомноупорядоченные сплавы на основе Cu_3Pd , используя ИПДК под высоким давлением в интервале (6–9) ГПа и отжиг. Обнаружен эффект гигантского ускорения кинетики атомного упорядочения и эффективной диффузии при отжиге (время полного атомного упорядочения сократилось более чем в 1000 раз) в условиях сохранения наноструктурного масштаба зерен в сплавах. Существенные изменения претерпела также доменная микроструктура сплавов вследствие изменения механизма атомного упорядочения. Обнаружено, что в наносплавах Cu_3Pd практически отсутствуют С-домены, а периодическая структура антифазных доменов является столбчатой (взамен слоистой в исходном микро- и монокристаллическом состоянии). Данный способ может быть эффективно использован для получения высокопрочных наноструктурных резистивных и электроконтактных материалов.

1. В.Г. Пушин, В.П. Пилюгин, Л.Н. Буйнова, Н.И. Коуров, Т.М. Тетерина, И.Г. Ширинкина. Тезисы X Межд. семинара «ДСМСМС – 2005» 2005, с.16-17.
2. В.Г. Пушин, В.П. Пилюгин, Л.Н. Буйнова, Н.И. Коуров, Т.М. Тетерина, И.Г. Ширинкина. Труды X Межд. семинара «ДСМСМС – 2005» 2005, т.2, с.192-201.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫМИ ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Пушин В. Г., Марченкова Е. Б., Коуров Н. И., Королев А.В., Валиев Р.З.*,
Гундеров Д. В.*

*Институт физики металлов УрО РАН, Россия, Екатеринбург,
pushin@imp.uran.ru*

**УГАТУ, Институт физики перспективных материалов, Уфа*

В настоящей работе были изучены сплавы системы Ni_2MnGa ($\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{25}$ в ат. %) с термоупругими мартенситными превращениями и предшествующим им ферромагнитным переходом. Как известно, в таких сплавах, в отличие от немагнитных сплавов других систем и химических составов, мартенситные превращения и обусловленные ими эффекты памяти формы можно регулировать внешним магнитным полем. В работе впервые сплав данной системы $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ был подвергнут интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) как в исходном состоянии, так и в субмикроструктурном, полученном в результате сверхбыстрой закалки из расплава (БЗР) методом спиннингования.

Исследования выполняли методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии *in situ*, температурных измерений электросопротивления, термоЭДС, магнитосопротивления, деформации (изменение длины образцов в dilatометре или формы при изгибе на ЭПФ), магнитной восприимчивости и намагниченности в широком интервале температур (2,4–400 К).

ИПДК исходного литого сплава ($P = 3\text{--}5$ ГПа, 2–5 оборотов) не привела к благоприятным результатам: микроструктура сплава была неоднородной, хотя в отдельных участках образцов, преимущественно на периферии, произошло заметное измельчение зеренной структуры. Чрезвычайно эффективным оказалось применение ИПДК к БЗР-лентам, в результате чего была впервые получена аморфно-кристаллическая структура. Обнаружено также, что при ИПДК происходит индуцированное интенсивной деформацией под высоким давлением мартенситное превращение с образованием новой ранее неизвестной фазы с аномально большой тетрагональностью ($c/a \approx 1,4$). Данное превращение, наряду с собственно интенсивной пластической деформацией, обеспечивает формирование высокооднородного аморфно-кристаллического состояния по всему деформируемому образцу. В дифракционных экспериментах *in situ* установлено, что тетрагональная мартенситная фаза с $c/a = 1,4$ чрезвычайно термически устойчива, сохраняясь до 300 °С. После завершения обратного мартенситного превращения такая аморфно-нанокристаллическая структура обладает повышенной стабильностью по отношению к прямому мартенситному превращению. Отпуск ИПДК-сплавов приводит к однородному нанокристаллическому состоянию. При этом средний размер зерна можно регулировать в пределах 10–200 нм и более, варьируя температуру и длительность низкотемпературного отпуска. Обнаружено, что в нанозернах размером 20–100 нм мартенситные превращения происходят по механизму "монокристалл–монокристалл". В более крупных зернах мартенситные превращения по схеме $L2_1 \leftrightarrow 5M \leftrightarrow 7M$ реализуются с образованием одно-двух-трехпакетной морфологии. Обнаружено также некоторое, более заметное, чем в исходных БЗР-лентах, снижение температур мартенситных превращений, при сохранении высокой обратимости последовательности термоупругих мартенситных превращений в ИПДК-сплавах.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами фондов "Аусферр", "Интелс", ММК и РФФИ 06-02-16695.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ 20 НА ЭЛЛИПСЫ РАССЕЙВАНИЯ СИГНАЛОВ АЭ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

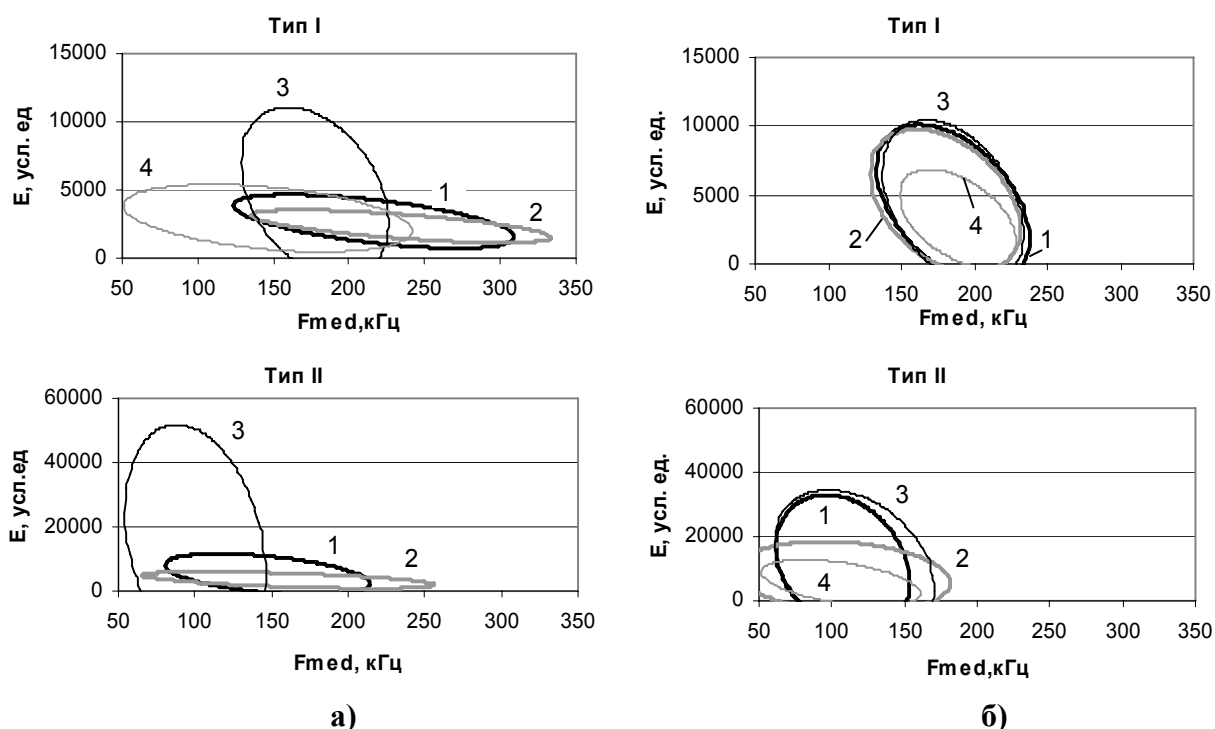
Черняева Е. В., Мерсон Д. Л.*, Мещеряков Д. Е.*

СПбГУ, Санкт-Петербург, lena@smel.math.spbu.ru

* ТГУ, Тольятти

В [1] было обнаружено, что большинство сигналов акустической эмиссии (АЭ), регистрируемых при индентировании термообработанных образцов стали 20, можно по виду кривых спектральной плотности [2] отнести к четырем типам, каждый из которых имеет свою природу происхождения. Однако простое разделение сигналов АЭ на типы не дает представления о распределении сигналов по энергиям и частотам внутри данного типа. В настоящей работе исследовано влияние термообработки на эллипсы рассеивания сигналов АЭ различных типов, представленных на плоскости «медианная частота (F_{med}) – энергия (E)».

На рисунке по результатам работы [1] приведены примеры построения эллипсов рассеивания в координатах $F_{med} - E$ двух наиболее представительных типов сигналов АЭ для образцов, закаленных от 980 (а) и 880 °С(б) после закалки (1) и отпуска в течение 1 часа при температурах 200 (2), 300 (3) и 400 °С (4).



На основании полученных результатов можно сделать следующие выводы.

1. Для температуры закалки 880 °С положение эллипсов рассеивания слабо зависит от температуры отпуска и, можно отметить лишь снижение энергии сигналов АЭ при температуре отпуска свыше 300 °С.
2. Для температуры закалки 980 °С эллипс рассеивания занимает тоже пространство, что и в предыдущем случае, только для температуры отпуска 300 °С. Во всех остальных случаях эллипс разворачивается в сторону оси медианных частот, занимает более низкий по значениям и размаху диапазон энергий и для каждой температуры отпуска располагается в своем частотном диапазоне.
3. Положение и размеры эллипсов рассеивания для сигналов АЭ III и IV-го типов практически не зависят от режимов термообработки.

4. По-видимому, с повышением температуры закалки формирующаяся структура более равновесна (с этим связано общее снижение энергии сигналов АЭ) и имеет больший разброс структурных элементов по размерам (больший размах эллипсов по частотам).
1. Черняева Е. В., Мерсон Д. Л., Мещеряков Д. Е. Акустические сигналы при индентировании стали 20. /см. тез. в наст. сборнике. С. 153.
2. Д.Л.Мерсон, А.А.Разуваев, А.Ю.Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия, 2002. – № 7. – С. 37-46.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВА TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Хусаинов М. А., Андреев В. А.*, Афанасьев К. В., Бондарев А. Б.*

*Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого,
Великий Новгород, hma24@novsu.ac.ru*

** Промышленный центр «МАТЭКС. Москва.
andreev@mateks.ru*

Проведены исследования термоциклической долговечности сплава TiNi эквивалентного состава на проволоке $d = 0,4$ мм. Термоциклирование в условиях постоянно приложенного напряжения проводилось через интервалы мартенситных превращений. Во всех случаях наблюдалось обратимое формоизменение, величина которого оставалась постоянной, хотя образец на каждом цикле удлинялся. В результате необратимая (остаточная) деформация, накопленная за период термомеханического циклирования до разрушения, достигала 25–50 %. При низких уровнях приложенного напряжения $\sigma \approx \sigma^{\Phi}$ остаточная деформация составляла 25–40 %, при долговечности 55 циклов. Тогда как при $\sigma > \sigma^{\Phi}$ накопленная пластическая деформация составляла 50 и более процентов, при значительно меньшем числе циклов до разрушения (19). Такое различие, видимо, связано с механизмом пластического течения. При $\sigma = \sigma^{\Phi}$ пластичность, надо полагать, развивается за счет направленного развития мартенситной реакции, а при больших напряжениях, наряду с фазовой текучестью, имеет место дислокационное скольжение. Возможно, этот механизм контролирует развитие пластичности и его интенсивное накопление необратимой деформации до момента разрушения. Установлена стадийность процесса термоциклической ползучести. Получены зависимости скорости деформаций и долговечности от величины приложенного напряжения. Особое внимание уделялось изменению обратимой памяти формы при термоциклировании под напряжением. Оказалось, что при увеличении нагрузки ($> \sigma^{\Phi}$) деформация обратимой памяти формы уменьшается по линейному закону. Также уделено внимание влиянию термообработки на эффект памяти формы, на изменение механических свойств и температур мартенситных превращений.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕХОДА «ОГРАНКА – ПОТЕРЯ ОГРАНКИ» НА ДВИЖУЩЕЙСЯ ГРАНИЦЕ ЗЕРЕН В ЦИНКЕ

Горнакова А. С., Сурсаева В. Г., Страумал Б. Б.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка
alenahas@issp.ac.ru

Макроскопически переход «огранка – потеря огранки» (фасетирование) на внешней поверхности кристалла характеризуется исчезновением плоских фасеток на равновесной форме кристалла. Это соответствует исчезновению излома на диаграмме Вульфа (угловая зависимость поверхностного натяжения от ориентации поверхности).

Макроскопический переход «огранка – потеря огранки» на внутренней поверхности раздела – границе зерен – наблюдался ранее на молибдене и ниобии [1, 2]. В наших предыдущих работах было показано, что фасетки на границах зерен влияют на их движение, в частности тормозят его [3, 4].

Целью данной работы является исследование обратимости перехода «огранка – потеря огранки» на движущейся границе зерен.

Наша работа проводилась на выращенном бикристалле цинка с индивидуальной границей наклона $[10\bar{1}0]$ и углом разориентации 30° , методом направленной кристаллизации. Анизотропия цинка позволяет наблюдать за смещением и формой границы *in-situ* в поляризованном свете. Изотермические отжиги проводились в специально сконструированной ячейке к оптическому микроскопу.

В работе выявлен ряд закономерностей:

- Фасетка тормозит движение границы.
- Длина фасетки сокращается с увеличением температуры.
- Переход «огранка – потеря огранки» обратим.
- Эксперимент показал, что энергия активации движения границы с фасеткой ниже энергии активации движения границы без фасетки. Это свидетельствует о различных механизмах движения границы с фасеткой и без фасетки.

1. Straumal B.B., Semenov V.N., Khruzhcheva A.S. Faceting of the $\Sigma 3$ coincidence tilt boundary in Nb // Mater. Sci. 40 (2005), p. 871-874.
2. Straumal B.B., Semenv V.N., Kogtenkova O.A., Watanabe T. Pokrovsky-Talapov critical behavior and rough-to-rough ridges of the $\Sigma 3$ coincidence tilt boundary in Mo. // Phys. Rev. Lett. 92 (2004) 19, p. 196101.
3. Straumal B.B., Rabkin E., Sursaeva V.G., Gornakova A.S. Faceting and migration of twin grain boundaries in zinc // Z. Metallkd. 96 (2005), p. 161-166.
4. Straumal B.B., Sursaeva V.G., Gornakova A.S. Influence of faceting-roughening on triple junction migration in zinc // Z. Metallkd. 96 (2005), p. 1147-1151.

Авторы благодарят РФФИ (проект РФФИ – НННО 06 02 17257) и INTAS (проекты 03-51-3779, 04-83-3659).

ПРОЦЕСС ТЕПЛОПЕРЕНОСА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Рубаник В. В., Шадурский А. А., Рубаник В. В. мл.*

Институт технической акустики НАН Беларуси

** Витебский государственный технологический университет*

ita@vitebsk.by

В работе [1] на основании [2] проведен расчет и разработана анимационная модель процесса ультразвукового разогрева однородных образцов резонансной длины. Однако такой расчет может быть применен к материалам, не претерпевающим фазовых превращений при ультразвуковом воздействии, когда изменение физических и механических свойств, в частности, модуля Юнга и удельной теплоемкости, незначительны и носят монотонный характер.

В данной работе расчет температурного поля проведен для TiNi образцов, испытывающих обратное термоупругое превращение при ультразвуковом воздействии. Функциональную зависимость модуля Юнга и удельной теплоемкости задавали в соответствии с экспериментальными данными [3]:

$$C_p(T) = \begin{cases} C_{pM} (1 + 0.01T), & T < A_s \\ 6C_{pM} \exp \left(-0.005 \left(T - \frac{A_s + A_f}{2} \right)^2 \right) + C_{pA}, & A_s \leq T \leq A_f \\ C_{pA}, & T > A_f \end{cases}$$
$$E(T) = \begin{cases} E_M, & T < A_s \\ E_M \exp \left(-4(T - A_s)^2 / A_s \right), & A_s \leq T \leq (A_s + A_f)/2 \\ E_A \exp \left(-4(T - A_f)^2 / A_f \right), & (A_s + A_f)/2 \leq T \leq A_f \\ E_A, & T > A_f, \end{cases}$$

где A_s и A_f – соответственно, температуры начала и конца перехода материала из мартенситной фазы в аустенитную, E – модуль Юнга, C – удельная теплоёмкость.

С учетом температурной зависимости внутреннего трения [3] можно получить полную картину распределения температуры по длине образца резонансных размеров в любой момент времени ультразвукового воздействия. Расчетные данные совпадают с ранее полученными экспериментальными [4].

Работа выполнена при поддержке БРФФИ-РФ (грант T06P-175), ГПОФИ «Высокоэнергетические, ядерные и радиационные технологии».

1. Изменение температуры резонансных образцов при ультразвуковом воздействии / В.В.Клубович, В.В.Рубаник, М.А.Бегунов и др. // Актуальные проблемы прочности: Материалы XLIII Междунар. конф.: В 2 ч. — Витебск, 2004. — Ч. 1. — С. 336-340.
2. Кулемин А.В. Ультразвук и диффузия в металлах. — М.: Металлургия, 1978. — 200 с.
3. Коломыцев В.И., Лихачёв В.А., Лободюк В.А., Шиманский С.Р. Влияние состава и термообработки на величину внутреннего трения в сплавах TiNi // Физ. мет. и металловед. 1986. Т.65, №1. С.141-146.
4. Rubanick V., Razov A., Rubanick V., Jr. Thermographic investigations of reverse martensitic transformation in TiNi under the action of ultrasound // Shape Memory Alloys: Proceedings of the Intern. Symposium. — Quebec, 1999. — P.283-287.

МАРТЕНСИТНАЯ НЕУПРУГОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫМ НАГРУЖЕНИЕМ

Груздков А. А., Калимуллин А. Н., Кривошеев С. И., Новосельский А. В.,
Петров Ю. В., Разов А. И., Уткин А. А., Федоровский Г. Д.

Санкт-Петербургский государственный университет
razov@smel.math.spbu.ru

Эффект памяти формы и сплавы TiNi (никелид титана) в последние годы вновь вызвали повышенный интерес исследователей, инженеров и конструкторов в связи со значительным прогрессом в технологиях получения, передела и обработки этих сплавов. Одними из наиболее интенсивно развивающихся являются исследования поведения сплавов с эффектом памяти формы, как во время, так и после их высокоскоростного нагружения. Целью данной работы было выявление характерных времен процесса деформирования сплава TiNi в мартенситном состоянии, необходимых для разработки теории динамической пластичности, основанной на концепции «инкубационного времени».

Объектом исследования служил сплав TiNi эквиатного состава. Деформирование проволоочных образцов диаметром 2 мм проводили в режиме трехточечного изгиба на магнитно-импульсной установке с запасаемой энергией до 15 кДж, позволяющей формировать импульсы магнитного давления в микросекундном интервале длительности с амплитудой до 2000 МПа. Для варьирования длительности нагружения образцов, кроме того, проводили изменение расстояния между опорами (от 22 до 49 мм) и использовали ударники с различной массой. Производили измерение остаточного прогиба и получали его зависимость от значения амплитуды силы, приложенной к ударнику. Пороговое, то есть минимальное, значение амплитуды силы, при котором образец приобретал остаточный прогиб, то есть начинал деформироваться неупруго, определяли в каждой серии опытов экстраполяцией на нулевое значение прогиба. В результате нескольких проведенных серий испытаний была получена зависимость пороговой амплитуды от длительности импульса. Рассчитанные по этим результатам значения пороговых амплитуд импульса напряжения (динамического предела текучести) имеют значения в пределах 300–900 МПа при длительностях механического импульса в интервале от 400 до 800 микросекунд. Таким образом, полученные данные свидетельствуют о наличии выраженной временной зависимости динамического предела текучести никелида титана при его деформировании в мартенситном состоянии.

Проведен расчет инкубационного времени переходных процессов, протекающих в никелиде титана в мартенситном состоянии при динамическом нагружении. Его значение (около 2 миллисекунд) определяет интервал, в котором проявляются динамические свойства никелида титана.

Последующая реализация эффекта однократной и обратимой памяти формы при двукратном термоциклировании испытанных образцов через интервал температур обратимого мартенситного превращения показала возможность разделения обратимой и необратимой частей предварительного остаточного прогиба по пороговым значениям амплитуды импульса предшествующего нагружения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ – грант № 04-01-00653 и научной школы Н.Ф.Морозова НШ-4518.2006.1.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ЖИДКОСТЬ–КРИСТАЛЛ И ДИФфуЗИОННАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ В НАНОРАЗМЕРНЫХ В СЛОИСТЫХ ПЛЕНОЧНЫХ СИСТЕМАХ

**Гладких Н. Т., Богатыренко С. И., Крышталь А. П., Сухов В. Н.,
Самсоник А. Л., Колендовский М. М.**

Харьковский национальный университет им В.Н.Каразина, Харьков, Украина
Nikolai.T.Gladkikh@univer.kharkov.ua

Представлены результаты исследований размерного изменения температуры плавления, переохлаждения при кристаллизации и диффузионной активности тонких пленок М (М-In, Sn, Bi, Pb) находящихся между двумя толстыми пленками Al или Ge, то есть в системах Al/M/Al и Ge/M/Ge соответственно. Указанные системы формировались в вакууме путем последовательной конденсации соответствующих компонентов при испарении их из независимых источников. Структура пленок исследовалась с помощью просвечивающей и растровой электронной микроскопии, электронографии и рентгеновской дифрактометрии. Температура плавления определялась с высокой точностью с помощью оригинального дифференциального метода. Переохлаждение при кристаллизации в слоистых пленочных системах определялось двумя методами, а именно по смене механизма конденсации пар-жидкость → пар-кристалл при осаждении легкоплавкого компонента на подложку из алюминия или германия с градиентом температур и по изменению электросопротивления в циклах нагрев – охлаждение в уже сформировавшихся пленочных системах.

Проведенные исследования слоистых пленочных систем Al/M/Al и Ge/M/Ge показали, что температура плавления в них понижается с уменьшением толщины пленки М, что объясняется эволюцией фазовой диаграммы при изменении толщины пленки легкоплавкого компонента.

Обнаруженный температурный гистерезис плавление – кристаллизация в исследуемых системах дает величину переохлаждения, которая хорошо согласуется со значением, полученным при конденсации металлов (In, Sn, Bi, Pb) на подложке из Al или Ge с градиентом температур. При этом характерно, что в таких слоистых пленочных системах наблюдается хорошая воспроизводимость величины переохлаждения при многократных повторениях циклов нагрев – охлаждение на протяжении продолжительного промежутка времени.

Показано, что в нанодисперсных слоистых пленочных системах Cu-Au, полученных путем последовательной конденсации, независимо от порядка конденсации компонентов при таких малых размерах частиц, когда основная часть вещества пленки приходится на поверхностные и приповерхностные атомы, уже при комнатной температуре подложки происходит формирование сплава. Оценки энергии активации диффузии формирования такого сплава дают значение ~ 0,5 эВ, которое соответствует увеличению коэффициента диффузии на ~ 5-7 порядков по сравнению со значением для зернограничной диффузии для массивных образцов.

На основании анализа имеющихся в литературе данных по понижению температуры плавления и уменьшению параметра решетки в наночастицах показано, что коэффициенты объемной и поверхностной диффузии в малых частицах на много порядков возрастают с уменьшением их размера, что адекватно объясняет экспериментально полученное значительное увеличение эффективного коэффициента диффузии в системе Cu-Au.

ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ TiNi ПЛЕНОК МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ОСАЖДЕНИЯ

Рубаник В. В., Рубаник В. В. мл.*

Институт технической акустики НАН Беларуси

** Витебский государственный технологический университет*

ita@vitebsk.by

Методами ионно-плазменного осаждения на различных подложках получены пленки TiNi толщиной до 2 мкм. После осаждения пленки имели аморфную структуру. Для восстановления кристаллической структуры пленки подвергали термообработке при температуре 500 °С в течение 60–90 минут. Рентгеноструктурные исследования и исследования с помощью дифференциального сканирующего калориметра METTLED TOLEDO показали, что таким образом удастся восстановить термомеханические свойства, соответствующие исходному образцу. Так, в рекристаллизованных образцах в процессе нагрева и охлаждения со скоростью 10 °С/мин в интервале –65 °С – +120 °С наблюдается прямое мартенситное превращение ($M_n = 65$ °С, $M_k = 52$ °С) и обратное превращение ($A_n = 51$ °С, $A_k = 67$ °С).

Сопоставление температурных интервалов прямого и обратного превращений показывает, что в образцах реализуется B2 – R превращение. Увеличение времени термообработки до 90 минут не приводит к изменению температурных интервалов превращений и его последовательности.

Таким образом, результаты экспериментальных исследований позволяют сделать вывод о возможности получения методами ионно-плазменного осаждения тонких TiNi пленок с интервалами термоупругих фазовых превращений, соответствующими исходному материалу.

Авторы выражают благодарность Ресниной Н.Н. за помощь в проведении экспериментов на ДСК.

Работа выполнена в рамках ГПОФИ «Высокоэнергетические, ядерные и радиационные технологии».

СОЗДАНИЕ ИНКАПСУЛИРОВАННЫХ ФЕРРИТОВЫХ МИКРОКРИСТАЛЛОВ

Блажевич С.В., Кузьмичева Т.Г., Черников С. В.

Белгородский государственный университет

Предложена методика формирования модифицирующих поверхностных слоев микрокристаллов гексагональных ферритов, основанная на использовании элементов криохимической технологии. Созданы новые композитные ферритовые материалы, удовлетворяющие требованиям, предъявляемым к высокоплотной магнитной записи и подмагничивающим системам с высокой локальной однородностью создаваемого магнитного поля.

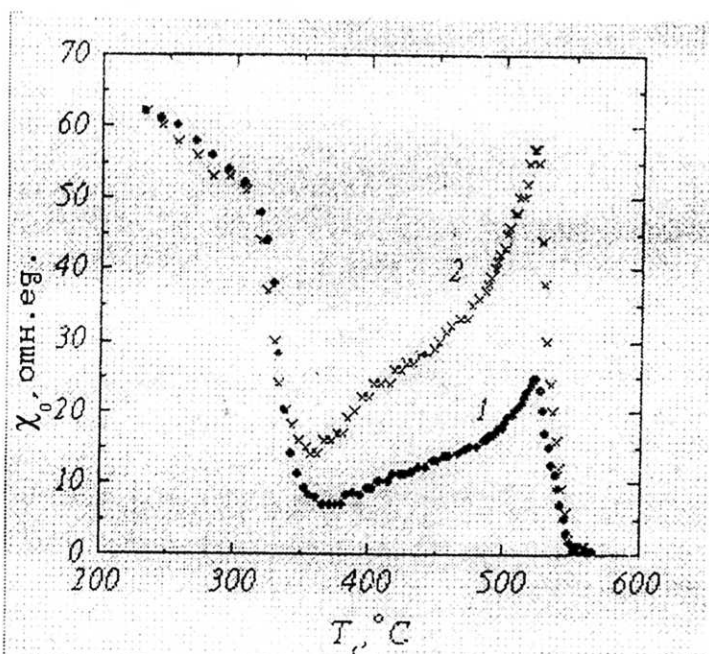


Рис.2. Температурная зависимость начальной магнитной восприимчивости композитного высоко-дисперсного порошка для ВМЗ: базовый кристалл, $T_c=350^\circ\text{C}$; покрытие, $T_c=550^\circ\text{C}$: 1 – 10%, мас.; 2 – 20%, мас.

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРО И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТНЫХ СЛОЕВ И ПОКРЫТИЙ С ПОМОЩЬЮ ПЛАЗМЕННЫХ СТРУЙ

А.Д. Погребняк^{1,2}

¹Сумский институт модификации поверхности, ул.Роменская, 87, корп. "М", 40030, Сумы, Украина, а/я 163, e-mail: apogrebnyak@simp.sumy.ua

²Отдел пучковой модификации поверхности института Металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины

Представлен обзор результатов, как самих авторов, так и других работ в области модификации поверхностных слоев с помощью плазменных струй и нанесение покрытий на металлы и сплавы. На примере сплавов на основе Ni-Cr, Co-Cr, WC-Co; Al-Co; Al-Ni; -Ni, Al_2O_3/TiN ; $Al_2O_3/Cr/TiN$; $Al_2O_3-Cr_2O_3$ и др. показаны возможности плазменно-детонационной технологии для нанесения покрытий различной толщины от 40÷50 мкм до 480 мкм. С помощью современных методов анализа XRD, SEM с (EDS и WDS), RBS, нано- и микротвердости, измерения стойкости к износу и коррозии показано, что можно получить защитные покрытия с размером зерен от 400 до 15 нм с высокими механическими характеристиками. На примере изделий из Co-Cr и Ni-Cr показаны широкие возможности использования данных технологий в компрессорной технике, авиационной и химической промышленности.

Работа финансировалась по проектам № 1472, 3078 УНТЦ и 1199 INIS, а также частично национальным институтом исследования материалов Тсукуба, Япония.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

А. Г. Липницкий*, И. В. Неласов*, А. В. Иванов**,
В. В. Красильников*, Ю. Р. Колобов*

* Белгородский государственный университет, Белгород, Россия

** Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН, Томск, Россия
E-mail: lipnitskii@bsu.edu.ru

Нанокристаллические (НК) материалы представляют новое состояние твердого тела и имеют уникальные физические и механические свойства, обусловленные особенностью их структуры [1]. Основными структурными элементами НК состояния являются границы зерен и тройные стыки, характеристики которых служат для описания свойств НК материалов наряду с характеристиками зерен нанометровых размеров. В данной работе исследуются термодинамические характеристики границ зерен и тройных стыков и устанавливаются зависимости вкладов тройных стыков в избытки аддитивных термодинамических величин НК состояния от среднего размера зерен. Исследования проводятся на примере модельных НК образцов меди методом компьютерного моделирования, также используются литературные данные о зависимости удельной избыточной энтальпии от среднего размера зерен в НК селене [2] для расчета энергии границ зерен и тройных стыков.

Предлагается модифицированный вариант развитой нами ранее методики расчета термодинамических характеристик границ зерен и тройных стыков из зависимостей удельных избытков термодинамических величин НК образцов от среднего размера зерен. Рассчитываются энергия, избыточный объем и энтропия тепловых колебаний атомов для границ зерен и тройных стыков в НК меди с использованием метода погруженного атома при описании потенциалов межатомных взаимодействий.

Рассчитанные величины термодинамических характеристик границ зерен не зависят от среднего размера зерен в НК образцах и близки к соответствующим величинам в поликристаллах, что указывает на подобие атомной структуры границ зерен в НК и поликристаллическом состоянии в согласии с результатами исследований ряда авторов, полученных другими методами.

Вклад тройных стыков в избытки аддитивных термодинамических величин НК материалов сопоставим с вкладом границ зерен для НК образцов со средним размером зерен порядка 10 нм и менее, что является одной из особенностей НК состояния.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ 06-02-17336.

Литература

1. Gleiter H. // Acta mater. – 2000. – V.48. – P.1-29.
2. Lu K. and Sun N.X. // Phil. Mag. Lett. – 1997. – V.75, No 6. – P.389-395.

УДК 631.372:621.825.6

ПРОЧНОСТНОЕ ОБОСНОВАНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ СТЕНДА ДЛЯ РЕСУРСНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Пастухов А.Г.

ФГОУ ВПО БелГСХА, г. Белгород, Россия

Проблематика в области прочности испытательных стендов обусловлена задачей обеспечения долговечности деталей и соединений основных агрегатов, работающих в экстремальных условиях моделирования режимов эксплуатации.

В Белгородской ГСХА на инженерном факультете разработан стенд для испытаний карданных передач (патент РФ № 2134412) с замкнутым силовым контуром. При экспериментальной отработке конструкции стенда поставлены задачи: 1) проектирование технологической неортогональной конической передачи из условия превышения долговечности испытываемой передачи; 2) минимизация массы ведущих элементов стенда.

На основании принципов рационального проектирования стендов для ресурсных испытаний агрегатов силовых передач решение первой задачи заключается в определении необходимых и достаточных радиальных размеров элементов технологической передачи из условия контактной усталости и обеспечении ее высокой долговечности с целью повышения надежности стенда.

Для решения второй задачи предложено введение статической неопределенности ведущего вала, для чего необходимо установить положение дополнительной опоры. В связи с высокой трудоемкостью расчетов в качестве расчетного инструмента был применен программный комплекс инженерных расчетов APM WinMashine, разработанный научно-техническим центром «Автоматизированное Проектирование Машин» г. Королев, в частности, был использован модуль WinShaft (расчет валов).

На основании проведенных прочностных расчетов определены конструктивные параметры и минимизирована масса стенда, достигнута долговечность технологической передачи, позволяющая проводить ресурсные испытания.

Именной указатель

Агапов А.И.	67	Волков А.Ю.	12
Ажажа В.М.	64, 76, 81	Волкова Г.К.	121
Акчурин М.Ш.	47	Володин В.Л.	42
Александров И.В.	133, 143, 144	Володин Т.В.	42
Алехин В.П.	4, 5	Волчок О.И.	128
Алпатов Д.М.	112, 113	Воронова Л.М.	80
Алферова Е.А.	96	Вьюгов Н.П.	81
Амиров И.И.	89	Вьюгов П.Н.	76, 81
Андреев В.А.	126, 161	Вьюненко Ю.Н.	52
Андреианов Р.А.	147	Гайдуков С.О.	145
Андреевская Н.Ф.	76	Галашев А.Е.	32
Антонова О.В.	12, 54, 97, 115, 124	Гапонцев В.Л.	123
Анциферов А.В.	146	Герашенков Д.А.	132
Аушев А.А.	139	Герке М.Н.	89
Афанасьев К.В.	126, 161	Гирсова С.Л.	44
Багмут А.Г.	66	Гладких Н.Т.	165
Бадиян Е.Е.	131	Глазунова В.А.	111, 121
Бакрадзе Г.	108, 109	Глезер А.М.	7
Балабанова Н.В.	143	Головин Ю.И.	149
Белоцкий А.	55	Головин Ю.М.	141
Белошапка В. Я.	129	Голоденко Н.Н.	117
Беляев С.П.	142	Гольцов В.А.	29
Бенгус В.З.	150	Гольцова М.В.	28
Бетехтин В.И.	6	Горбань В.Ф.	31
Бивол В.В.	84	Гордиенко Ю.Г.	10
Биткулов И.Х.	53	Горетый В.В.	95
Блажевич С.В.	167	Горлачев Е.С.	89
Богатыренко С.И.	165	Горнакова А.С.	162
Бойцов Э.А.	149, 152	Гостев И.В.	114
Бондарев А.Б.	126, 161	Грабко Д.З.	105, 106
Борисова И.Ф.	82	Греков М.А.	62
Боровков Д.В.	139	Григоров С.Н.	66
Босин М.Е.	41	Григорова Т.В.	135
Братчиков А.Д.	73	Григорьева Н.А.	30
Бродова И.Г.	54	Гринберг Б.А.	11, 12, 124
Будовских Е.А.	40	Громов В.Е.	35-40, 42
Бузлаев А.В.	103	Груздков А.А.	164
Буйнова Л.Н.	158	Гундеров Д.В.	157, 159
Букрина Н.В.	112	Гусаров А. Е.	139
Бурханов А.М.	53	Данейко О.И.	136
Бутенко И.Н.	81	Даниленко И.К.	121
Бутягин А.А.	86	Данилов А.Н.	52
Быстрицкий В.С.	43, 141	Данилов В.И.	44, 73, 148
Бычков А.А.	20	Дегтярев М.В.	80
Бякова А.	55	Денисов Е.К.	112, 113
Валиев Р. З.	92, 127, 137, 157, 159	Денисова Д.А.	16
Валитов В.А.	61	Додонова Е.В.	28
Васильев П.В.	71	Долбин И.В.	49
Ведерникова И.И.	97, 115, 133	Доценко В.И.	57, 58, 107
Великодный А.Н.	76	Дуб С.Н.	64, 68
Вершинина Т.Н.	14	Дубина А.В.	120
Викарчук А.А.	16, 18	Дюпин А.П.	157
Волков А.Е.	34	Евард М.Е.	34
		Елкина О.А.	125

Ерошенко А.Ю.	73	Ковалевская Т.А.	30, 136
Ефимов О.Ю.	37, 39	Коваленко В.В.	36
Ещенко Р.Н.	125	Ковтун Г.П.	82
Желтов М.А.	112, 113	Кожитов Л.В.	78
Жиров Г.И.	28, 29	Козлов В.В.	78
Жога Л.В.	93	Козлов Э.В.	37, 38
Жучков В.А.	66	Колендовский М.М.	165
Загоруйко Е.И.	57, 58	Колобов Ю.Р.	13, 14, 168
Загоруйко Л.Н.	57, 58	Колосов В.Ю.	66
Закалюкин Р.М.	47	Колупаева С.Н.	136
Засимчук Е.Э.	10	Кольченко Ю.Л.	33
Затульский Г.З.	52	Кондратенко Т.Т.	78
Зеленская Г.И.	120	Кондратов В.М.	67
Зимин С.П.	89	Коновалов С.В.	35, 36
Зицанс Я.Я.	145	Константинова Т.Е.	111, 121
Зозуля Э.В.	120	Коренков В.В.	150
Золотов А.Е.	112, 113	Корнев Д.В.	5
Золотова Д.В.	86	Коробкова Е.Г.	61
Зубаиров Л.Р.	52	Королев А.В.	159
Зубков А.И.	118-120	Коршунов А.И.	127, 133
Зув Л.Б.	148	Косевич В.М.	66
Иванов А.В.	168	Костылев И. В.	139
Иванов Б.Ф.	74	Костырко С.А.	62
Иванов К.В.	13	Котенева Н.В.	65
Иванов М.А.	11	Котенко О.А.	120
Иванов М.Б.	9, 14	Котречко С.А.	140
Иванов Ю.Ф.	36 37, 39, 40	Коуров Н.И.	158, 159
Иволгин В.И.	150, 152	Кравец Л.И.	84
Ивонин Ю.А.	97	Крапухин В.В.	78
Ивченко В.А.	70, 71	Красильников В.В.	3, 8, 168
Измоленов И.А.	32	Красников А.С.	45, 46
Ильинский А.И.	118, 120	Кривошеев С.И.	164
Исаев Н.В.	134, 135	Кругликов Н.А.	12
Исламгалиев Р.К.	137	Крыловский В.С.	48
Кадашевич Ю.И.	74	Крышталь А.П.	165
Кадникова Ю.П.	12	Кузнецов П.В.	10
Кадомцев А.Г.	6	Кузьмичева Т.Г.	167
Казанцев В.А.	53	Кунцевич Т.Э.	156
Казарина С.А.	27	Куприянов А.А.	83, 128
Казыханов В.У.	137	Куранова Н.Н.	157
Какулия Ю.Б.	138	Курилюк А.Н.	33
Калимуллин А.Н.	164	Курманаева Л.Р.	137
Калиновский В.В.	82, 114	Кустов А.И.	99-101
Калнинь М.М.	145	Кутровская С.В.	89
Капранова А.И.	5	Кухарева А.С.	34
Капустин А.Н.	24	Лаптев И.Н.	8
Карасева Е.В.	81	Латыш В.В.	144
Кардашев Б.К.	6	Лебедев С.В.	48
Карпенко С.В.	50	Лебедева Н.В.	132
Карпинский Д.Н.	20	Лебедин М.А.	113
Кильмаметов А.Р.	137	Левин Д.М.	31
Кириллов А.М.	25	Легостаева Е.В.	73
Кириллов Р.А.	21	Лесюк Е.А.	5
Кисляк И.Ф.	57, 58	Летенков О.В.	126
Князева А.Г.	113	Леу Д.С.	105, 106
		Липницкий А.Г.	168
		Лоладзе Л.В.	111, 122

Лоозе В.С.	137	Панькин Н.А.	103, 104
Лопата А.Т.	83	Пархоменко А.А.	8
Лубенец С.В.	134	Пастухов А.Г.	169
Лычагин А.Д.	96	Пахнева О.В.	147
Лычагин Д.В.	96	Пацелов А.М.	123-125
Лябук С.И.	102	Пермякова И.Е.	7
Ляхов С.А.	68	Перфильева А.Д.	65
Макара В.А.	33	Пестриков В.М.	130
Максимов Р.Д.	145	Песчанская Н.Н.	79
Малашенко В.В.	63	Петракова И.В.	10
Мальхин Д.Г.	76, 82	Петров Ю.В.	164
Мальхин С.В.	64, 134	Пикалов А.И.	76
Манаенков С.Е.	7	Пилюгин В.П.	6, 97, 115, 123, 125, 158
Марченков В.В.	97, 115	Платков В. Я.	129
Марченкова Е.Б.	159	Плотников А.В.	124
Матвеева О.В.	33	Плужникова Т.Н.	21, 25
Мелехов А.С.	149, 150	Поверинова Г.В.	149, 152
Мерсон Д. Л.	153, 160	Подольский А.В.	92
Метлов Л.С.	146	Погребняк А.Д.	168
Метоледи Э.Н.	82	Полетика Т.М.	44
Мещеряков Д.Е.	153, 160	Поликарпов В.М.	43, 141
Мигель И.А.	99-101	Помыткин С.П.	74
Микрюков В.Р.	35	Попов Н.Н.	139
Мильман Ю.В.	55	Попова Е.В.	71
Миркин Л.И.	45, 46	Попова М.Н.	147
Михлик Д.В.	112, 113	Попова Н.А.	38
Мишин И.П.	13, 14	Прокошкин С. Д.	139
Мишкуф Й.	92	Пронина Ю.Г.	75
Мишустин И.В.	26	Прохоров А.И.	4, 5
Мовчан А.А.	26, 27	Пугачев А.Т.	64, 134
Морозов М.М.	37	Пустовалов В.В.	134, 135
Москаль Д.С.	117	Пушин В.Г.	155-159
Муктепавела Ф.	108, 109	Разов А.И.	164
Мулюков Р.Р.	52, 53	Ранцев А.А.	34
Мулюков Х.Я.	53	Рахманова О.Р.	32
Мурзаев Р.Т.	51	Реснина Н. Н.	52, 142
Нагда С.Ю.	95	Решетняк Е.Н.	135
Нагда Ю.А.	94	Робу С.В.	84
Надточий В.А.	117	Рубаник В.В.	163, 166
Назаров А.А.	51	Рубаник В.В. мл.	163 166
Науменко С.Н.	33	Русин Н.М.	44
Неклюдов И.М.	82	Савотченко С.Е.	3, 9
Неласов И.В.	168	Савченко В.И.	81
Немашкало О.В.	15	Саитова Л. Р.	92
Никифорова В.Н.	41	Самсоник А.Л.	165
Николаев В.И.	79	Саркеева Е.А.	144
Николайчук Г.П.	66	Сафаров И.М.	53
Новосельский А.В.	164	Сафронов А.П.	98
Новрузова О.А.	32	Свиридов В.В.	77
Овсянников А.В.	140	Севрюгин И.В.	114
Овчинников В.В.	71	Семенова Е. С.	129
Оковит В.С.	82	Семенова И. П.	92, 127
Осташев В.В.	87, 88	Сергеев В.П.	113
Палистрант Н.А.	84	Сидоркин М.Ю.	139
Панин В.Е.	10	Сирота В.В.	3
		Ситдинов В.Д.	133

Скворцов А.И.	67	Целлермаер В.В.	38
Скленичка В.	6	Целлермаер И.Б.	36
Смирнов Б.И.	79	Чайка Е.Н.	107
Смирнов С.Н.	92	Чах К.	92
Смолянов Н.А.	103, 104	Чашухина Т.И.	80
Соболь О.В.	68	Чембарисова Р.Г.	133
Соколенко В.И.	81, 82	Чемеркина М.В.	21
Солодилов С.А.	41	Чернышев Е.Г.	123
Солодковская В.Г.	94	Черняева Е. В.	153, 160
Спусканюк В.З.	111	Черников С. В.	167
Стариков В.В.	91	Чинокалов В.Я.	35, 37, 39
Старикова С.Л.	91	Чиркина Л.А.	82
Стебленко Л.П.	33	Чуканов А.Н.	31
Стерелюхин А.А.	23	Чуркин В.К.	137
Столярова С.	108	Шадурский А.А.	163
Страумал Б.Б.	162	Шаркеев Ю.П.	73
Стрельникова А.В.	148	Шахназаров К.Ю.	59, 60
Сурсаева В. Г.	109, 110, 162	Шахназаров Ю.В.	59, 60
Сухов В.Н.	165	Шашурин Г.В.	126
Сысоева Т. И.	139	Швиндлерман Л.С.	110
Табачникова Е. Д.	92, 150	Швинка В.	145
Таманис Э.	108	Шеляков А.В.	142
Тебеньков А.В.	122	Шепелев А.Г.	15
Терзиян Т.В.	98	Шестакова Л.О.	137
Тетерина Т.И.	97, 123	Шеховцов О.В.	131
Тетерина Т.М.	115	Шибков А.А.	112, 113
Тихоновский М.А.	15, 57, 76, 83, 108, 128	Шикимака О.А.	105, 106
Тихонькова О.В.	38	Ширинкина И.Г.	54
Товпенец И.А.	85	Шишкин В.М.	67
Толмачев И.Д.	76	Шпейзман В.В.	79, 93
Тонкопряд А.Г.	131	Шуклинов А.В.	112, 113
Тюрин А.И.	149-151	Шумилин С.Э.	134, 135
Тютенко В.С.	122	Шуринов Р.В.	131
Тялин Ю.И.	86	Эстрин Ю.	134
Тялина В.А.	86	Эфрос Б.М.	122
Укусников А.Н.	157	Эфрос Н.Б.	122
Уткин А.А.	164	Юмагузин Ю.М.	52
Ушаков И.В.	43	Юнак М.А.	149, 151
Фаизова С.Н.	143, 144	Юрин Д.В.	93
Фармаковский Б.В.	132	Юрков М.А.	132
Федоров В.А.	21, 23-25	Юркова А.	55
Федоровский Г.Д.	164	Юрова О.В.	9
Филатов А.В.	140	Юрченко Л.И.	157
Фирстов С.О.	33	Юрьев А.Б.	35, 37, 39
Фишгойт А.В.	126	Якушина Е.Б.	127
Фоменко В.С.	134, 135	Ясников И.С.	16, 18
Фоменко Л.С.	134	Яссер Эль Генди	3
Хаймович П.А.	56		
Хисамов Р.Х.	52		
Хлебников В.В.	149		
Хоник В.А.	68, 150		
Хоник С.В.	77		
Хрущов М.М.	126		
Хусаинов М.А.	126, 161		
Цвиркун О.А.	40		
		Hellmig R.J.	134
		Janecek M.	134

СОДЕРЖАНИЕ

Красильников В.В., Савотченко С.Е., Сирота В.В., Яссер Эль Генди (Белгород) МОДЕЛЬ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ТОНКИХ ПЛЕНОК СЕРЕБРА, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ ГЕЛИЯ	3
Алехин В.П., Прохоров А.И. (Москва) НОВАЯ ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЗРЫВООБРАЗНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ.	4
Алехин В. П., Лесюк Е.А., Капранова А.И., Корнев Д.В., Прохоров А.И. (Москва) ПОВЕРХНОСТНАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ КАК НАНОТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА МАССИВНЫХ ИЗДЕЛИЯХ	5
Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Кардашев Б.К., Пилюгин В.П., Скленичка В. (Санкт- Петербург, Екатеринбург, Брно/Чехия) ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ПРОХОДОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ.	6
Глезер А.М., Пермькова И.Е., Манаенков С.Е. (Москва) ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА В АМОРФНОМ И АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ	7
Лаптев И.Н., Пархоменко А.А., Красильников В.В. (Харьков/Украина, Белгород) РОЛЬ ВАКАНСИЙ В $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ И ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ СИСТЕМЫ «ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД »	8
Савотченко С.Е., Иванов М.Б., Юрова О.В. (Белгород) ОДНОФАЗНАЯ МОДЕЛЬ АКТИВИРОВАННОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СИСТЕМЕ Mo–Ni	9
Кузнецов П.В., Панин В.Е., Гордиенко Ю.Г., Засимчук Е.Э., Петракова И.В. (Томск, Киев/Украина) ФОРМИРОВАНИЕ САМОПОДОБНОЙ СТРУКТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ, ЖЕСТКО ЗАКРЕПЛЕННЫХ НА ОБРАЗЦАХ АВИАЦИОННОГО СПЛАВА, ПРИ УСТАЛОСТИ	10
Гринберг Б.А., Иванов М.А. (Екатеринбург, Киев/Украина) ТЕРМОАКТИВИРОВАННЫЙ ПЕРЕБРОС (FLIP) ДИСЛОКАЦИИ МЕЖДУ ДОЛИНАМИ ПОТЕНЦИАЛЬНОГО РЕЛЬЕФА РАЗНОЙ ГЛУБИНЫ: ОБЩИЕ ЧЕРТЫ И ОСОБЕННОСТИ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ И ПОЛУПРОВОДНИКАХ	11
Гринберг Б.А., Антонова О.В., Волков А.Ю., Кругликов Н.А., Кадникова Ю.П. (Екатеринбург) ТЕРМОАКТИВИРОВАННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ И ОДИНОЧНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В TiAl ПРИ НАГРЕВЕ БЕЗ НАГРУЗКИ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	12
Иванов К.В., Мишин И.П., Колобов Ю.Р. (Белгород, Томск) ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	13

Иванов М.Б., Колобов Ю.Р., Вершинина Т.Н., Мишин И.П. (Белгород) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОБРАТИМОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СПЛАВА ВТ6	14
Тихоновский М.А., Шепелев А.Г., Немашкало О.В. (Харьков/Украина) ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЛАСТИ БИОМАТЕРИАЛОВ	15
Викарчук А.А., Ясников И.С., Денисова Д.А. (Тольятти) ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ ПРИНЦИПИАЛЬНО НОВЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, СОСТОЯЩИХ ИЗ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ И МИКРОТРУБОК	16
Ясников И.С., Викарчук А.А. (Тольятти) ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ГАБИТУСА ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ	18
Бычков А.А., Карпинский Д.Н. (Ростов-на-Дону) ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ НА РАВНОВЕСНУЮ ФОРМУ ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ПЛЕНКИ	20
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чемеркина М.В., Кириллов Р.А. (Тамбов) ЗАРОЖДЕНИЕ МИКРОТРЕЩИН НА ГРАНИЦЕ УПРУГОГО ДВОЙНИКА И ВЛИЯНИЕ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА ЕГО РЕЛАКСАЦИОННЫЙ РОСТ В ИСЛАНДСКОМ ШПАТЕ	21
Федоров В.А., Стерелюхин А.А. (Тамбов) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ LiF, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННЫМ ИОННЫМ ТОКОМ ЧЕРЕЗ КРИСТАЛЛ	23
Капустин А.Н., Федоров В.А. (Тамбов) ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА	24
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М. (Тамбов) КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДВОЙНИКОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛ- ЛИЧЕСКОГО ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si И ИХ ЗАВИСИМОСТЬ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ	25
Мовчан А.А., Мишустин И.В. (Москва) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.	26
Мовчан А.А., Казарина С.А. (Москва) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ЭФФЕКТ СВЕРХУПРУГОСТИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	27
Гольцова М.В., Жиров Г.И., Додонова Е.В. (Донецк/Украина) ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ: КЛАССИФИКАЦИЯ, КИНЕТИКА И СТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ	28
Жиров Г.И., Гольцов В.А. (Донецк/Украина) УПРОЧНЕНИЕ ПАЛЛАДИЯ И ГИДРИДА ПАЛЛАДИЯ ПРИ ВОДОРОДОФАЗОВОМ НАКЛЕПЕ	29
Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А. (Томск) МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Al-Zn-Mg	30

Левин Д.М., Чуканов А.Н. (Тула) АНАЛИЗ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ ПАРАМЕТРОВ НЕУПРУГИХ ЭФФЕКТОВ	31
Измоденов И.А., Рахманова О.Р., Новрузова О.А., Галашев А.Е. (Екатеринбург) КОМПЬЮТЕРНОЕ ИЗУЧЕНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ И СТРУКТУРЫ НЕКРИСТАЛ- ЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ КРЕМНИЯ	32
Макара В.А., Фирстов С.О., Стебленко Л.П., Матвеева О.В., Курилюк А.Н., Кольченко Ю.Л., Науменко С.Н., Горбань В.Ф. (Киев/Украина) ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КРЕМНИЯ С НАНОКЛАСТЕРАМИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МАГНИТНОГО ПОЛЯ	33
Волков А.Е., Евард М.Е., Ранцев А.А. (Санкт-Петербург) МИКРОСТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ ЗА СЧЕТ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ	34
Волков А.Е., Кухарева А.С. (Санкт-Петербург) РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ В ЦИЛИНДРЕ И ПЛАСТИНЕ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	34
Микрюков В.Р., Юрьев А.Б., Коновалов С.В., Чинокалов В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк) ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИЧИНЫ РАЗРУШЕНИЯ АРМАТУРЫ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	35
Целлермаер И.Б., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Коваленко В.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) ЖИДКО- И ТВЕРДОФАЗНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	36
Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Морозов М.М., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я., Громов В.Е., Козлов Э.В. (Новокузнецк, Томск) ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЕ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА	37
Тихонькова О.В., Попова Н.А., Целлермаер В.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) КАРБИДООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТПУСКЕ СЛОЖНО- ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	38
Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк) СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ПЛАЗМЕННОЙ МОДИФИКАЦИИ ЧУГУНА	39
Цвиркун О.А., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк) ПОВЕРХНОСТНЫЕ СЛОИ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ	40
Никифорова В.Н., Босин М.Е., Солодилов С.А. (Харьков/Украина) РЕЗИСТОМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНА ДО И ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В СРЕДЕ ЖИДКОГО АЗОТА	41
Володин Т.В., Володин В.Л., Громов В.Е. (Новокузнецк) ИССЛЕДОВАНИЕ И ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ИХ ПОВЕРХНОСТЬ	42

Ушаков И.В., Поликарпов В.М., Быстрицкий В.С. (Тамбов) СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ КОМПОЗИТА МЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ – ПОЛИМЕРНАЯ ПОДЛОЖКА С УЧЕТОМ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА	43
Русин Н.М., Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Данилов В.И. (Томск) ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ	44
Красников А.С., Миркин Л.И. (Рязань, Москва) ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В ЗОНЕ ДЕЙСТВИЯ ЛУЧА ЛАЗЕРА	45
Красников А.С., Миркин Л.И. (Рязань, Москва) ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОТОСИТАЛЛОВ, ОБРАБОТАННЫХ ЛУЧАМИ ЛАЗЕРА	46
Акчурин М.Ш., Закалюкин Р.М. (Москва) КРАУДИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ДВОЙНИКОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ	47
Крыловский В.С., Лебедев С.В. (Харьков/Украина) ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НЕУСТОЙ- ЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ АЛЮМИНИЯ	48
Долбин И.В. (Нальчик) ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ СТЕПЕНЬ УСИЛЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ	49
Карпенко С.В. (Нальчик) РАСЧЕТ ПОВЕРХНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ МАЛЫХ РАЗМЕРОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	50
Мурзаев Р.Т., Назаров А.А. (Уфа) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВАКАНСИЙ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН ОБЩЕГО ТИПА	51
Зубаиров Л.Р., Мулюков Р.Р., Юмагузин Ю.М., Хисамов Р.Х. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАБОТУ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА НИКЕЛЯ	52
Вьюненко Ю. Н., Данилов А. Н., Затульский Г. З., Реснина Н. Н. (Санкт-Петербург, Киев/Украина) КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ	52
Биткулов И.Х., Бурханов А.М., Казанцев В.А., Мулюков Р.Р., Мулюков Х.Я., Сафаров И.М. (Уфа, Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ИНВАРА 36 Н	53
Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Антонова О.В. (Екатеринбург) ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ Al– Cr–Zr СПЛАВА	54
Юркова А., Белоцкий А., Бякова А., Мильман Ю. (Киев/Украина) ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИИ АЗОТА В ЗОНЕ ТРЕНИЯ ЖЕЛЕЗА	55
Хаймович П.А. (Харьков/Украина) НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЕМ ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ	56

Загоруйко Е.И., Загоруйко Л.Н., Кисляк И.Ф., Тихоновский М.А., Доценко В.И. (Санкт-Петербург, Харьков/Украина, Полтава/Украина)	57
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОКОМПОЗИТОВ МЕДЬ–НИОБИЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	
Кисляк И.Ф., Загоруйко Е.И., Загоруйко Л.Н., Доценко В.И. (Харьков/Украина, Санкт-Петербург, Полтава/Украина)	58
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ $YBaCuO-Ag$ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	
Шахназаров К.Ю., Шахназаров Ю.В. (Санкт-Петербург)	59
О ВРЕДНОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ	
Шахназаров К.Ю., Шахназаров Ю.В. (Санкт-Петербург)	60
ПОЧТИ ПЛОШАДКИ НА КРИВЫХ ТВЕРДОСТИ ПРИ $\sim 0,5\%$ С ОТОЖЖЕННЫХ ДООТВЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ФАЗЫ $Fe_{42}C$	
Валитов В.А., Коробкова Е.Г. (Уфа)	61
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП962.	
Греков М.А., Костырко С.А. (Санкт-Петербург)	62
КОМБИНИРОВАННЫЙ ЭФФЕКТ ВЛИЯНИЯ ОБЪЕМНОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ ДИФфуЗИИ НА РАЗВИТИЕ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ПЛЕНОЧНОГО ПОКРЫТИЯ	
Малашенко В.В. (Донецк/Украина)	63
ВОЗНИКНОВЕНИЕ ОБЛАСТИ ДИНАМИЧЕСКОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПРИ ДВИЖЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ С ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ	
Ажажа В.М., Пугачёв А.Т., Малыхин С.В., Дуб С.Н. (Киев/Украина, Харьков/Украина)	64
СТРУКТУРА, СУБСТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА $Ti-Zr-Ni$ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ	
Котенева Н.В., Перфильева А.Д. (Барнаул)	65
ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА КОНТАКТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ДЕТАЛЕЙ МАШИН	
Багмут А.Г., Григоров С.Н., Жучков В.А., Колосов В.Ю., Косевич В.М., Николайчук Г.П. (Харьков/Украина, Екатеринбург)	66
СОПРЯЖЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ, РАСТУЩИХ В АМОРФНЫХ ЛАЗЕРНЫХ КОНДЕНСАТАХ $Cr-O$ И $V-O$ ПРИ ОТЖИГЕ	
Агапов А.И., Кондратов В.М., Скворцов А.И., Шишкин В.М. (Киров)	67
СТРУКТУРА И ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИНК–АЛЮМИНИЙ	
Ляхов С. А., Хоник В. А. (Воронеж)	68
ОБРАТИМАЯ ВЯЗКОУПРУГАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА	
Соболь О.В., Дуб С.Н. (Харьков, Киев/Украина)	68
МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ КОНДЕНСАТОВ БОРИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ С КОНЦЕНТРАЦИОННО-СТРУКТУРНЫМ УПОРЯДОЧЕНИЕМ	

Ивченко В.А. (Екатеринбург) СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В АТОМНО-ПРОСТРАНСТВЕННОМ МАСШТАБЕ	70
Ивченко В.А., Попова Е.В., Овчинников В.В. (Екатеринбург) ОБРАЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ОБЪЕМАХ ИОННО- ИМПЛАНТИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ	71
Васильев П.В. (Белгород) СТОХАСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСКРЫТИЯ ФАЗ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗРУШЕНИИ	72
Шаркеев Ю.П., Данилов В.И., Ерошенко А.Ю., Братчиков А.Д., Легостаева Е.В. (Томск) СТРУКТУРА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА	73
Иванов Б.Ф., Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П. (Санкт-Петербург) О НЕУСТОЙЧИВОСТИ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В РАМКАХ ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИИ НЕУПРУГОСТИ ДЛЯ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ	74
Пронина Ю.Г. (Санкт-Петербург) МИКРОПОРЫ В УПРУГОЙ ПОЛУПЛОСКОСТИ.	75
Ажажа В.М., Великодный А.Н., Тихоновский М.А., Толмачев И.Д., Андриевская Н.Ф., Пикалов А.И., Малыхин Д.Г., Вьюгов П.Н. (Харьков/Украина) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э-125	76
Хоник С.В., Свиридов В.В. (Воронеж) МОНИТОРИНГ КИНЕТИКИ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ В МАССИВНОМ И ЛЕНТОЧНОМ СОСТОЯНИЯХ ПОСРЕДСТВОМ ИЗМЕРЕНИЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ	77
Козлов В.В., Кожитов Л.В., Крапухин В.В., Кондратенко Т.Т. (Москва) СТРУКТУРА ПЛЕНКИ Si_3N_4 , ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ СМЕСИ ПОЛИМЕРА И $SiCl_4$	78
Николаев В.И., Песчанская Н.Н., Смирнов Б.И., Шпейзман В.В. (Санкт-Петербург) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	79
Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Воронова Л.М. (Екатеринбург) ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	80
Ажажа В.М., Бутенко И.Н., Вьюгов П.Н., Вьюгов Н.П., Карасева Е.В., Савченко В.И., Соколенко В.И. (Харьков/Украина) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Zr_{10}Nb$ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300...770 К	81
Неклюдов И.М., Соколенко В.И., Чиркина Л.А., Ковтун Г.П., Борисова И.Ф., Калиновский В.В., Малыхин Д.Г., Метолити Э.Н., Оковит В.С. (Харьков/Украина) ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ (77 К) ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА	82

Тихоновский М.А. , Куприянов А.А. , Лопата А.Т. (Харьков/Украина) ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВОВ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ	83
Палистрант Н.А., Кравец Л.И., Бивол В.В., Робу С.В. (Кишинев/Молдова, Дубна) МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТРЕКОВЫХ МЕМБРАН И НОВЫХ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ С НЕЛИНЕЙНЫМИ ОПТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	84
Товпенец И.А. (Витебск/Беларусь) ОБОСНОВАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ПРИЕМОВ ИССЛЕДОВАНИЙ СОПРОТИВЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПЛАСТИЧЕСКОМУ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ПРИ ОБРАБОТКЕ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ	85
Тялин Ю.И., Тялина В.А., Бутягин А.А., Золотова Д.В. (Тамбов) ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ И ГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ СКОЛА В ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛАХ	86
Осташев В.В. (Псков) ПРЕДСТАВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОГО ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА МЕЗОУРОВНЕ МЕТОДОМ НЕЙРО-НЕЧЕТКОЙ ИДЕНТИФИКАЦИИ	87
Осташев В.В. (Псков) НЕЙРОСЕТЕВЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ	88
Зимин С.П., Горлачев Е.С., Герке М.Н., Кутровская С.В., Амиров И.И. (Ярославль, Владимир) МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК $Pb_{1-x}Eu_xSe$ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	89
Стариков В.В., Старикова С.Л. (Харьков/Украина) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК С ЭЛЕКТРЕТНЫМИ СВОЙСТВАМИ В КАЧЕСТВЕ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ИМПЛАНТАТОВ	91
Подольский А. В., Табачникова Е. Д., Смирнов С. Н., Чах К., Мишкуф Й., Сайтова Л. Р., Семенова И. П., Валиев Р. З. (Харьков/Украина, Кошице/Словакия, Уфа) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ПЛАСТИЧНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА $Ti-6Al-4V$ ELI ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 300–4,2 К	92
Юрин Д.В., Жога Л.В., Шпейзман В.В. (Волгоград, Санкт-Петербург) МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ	93
Нагда Ю.А., Солодковская В.Г. (Старый Оскол) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ И МКЭ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕХАНИЗМА ПОЯВЛЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В ПОЛУХРУПКОМ ТЕЛЕ	94
Горетый В.В., Нагда С.Ю. (Старый Оскол) ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ МОДИФИЦИРОВАННОЙ ДРЕВЕСИНЫ НА ПРОЧНОСТЬ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ	95

Лычагин Д. В., Лычагин А.Д., Алферова Е.А. (Томск) РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ ПРИ СЖАТИИ	96
Пилюгин В.П., Ведерникова И.И., Ивонин Ю.А., Тетерина Т.И., Антонова О.В., Марченков В.В. (Екатеринбург, Саров) ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ Ni И СПЛАВА Ni _{66,8} -Cu	97
Терзиян Т.В., Сафронов А.П. (Екатеринбург) НАНОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ АНТИПЛАСТИФИКАЦИОННОГО УСИЛЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ	98
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ГИГАГЕРЦЕВОГО ДИАПАЗОНА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ	99
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТОЛЩИНЫ ПОКРЫТИЙ И СЛОЕВ С ИЗМЕНЕННЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ С ПРИМЕНЕНИЕМ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА	100
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ С НАНОСТРУКТУРАМИ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ	101
Лябук С.И. (Харьков/ Украина) СТРУКТУРНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В СПЛАВАХ С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ	102
Смоланов Н.А., Бузлаев А.В., Панькин Н.А. (Саранск) ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПЛЁНОК СИСТЕМЫ Ti-N В КАБЕЛЬНОЙ РОМЫШЛЕННОСТИ.	103
Панькин Н.А., Смоланов Н.А. (Саранск) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	104
Grabco D., Shikimaka O., Leu D. (Кишинев/Молдова) TRANSLATION-ROTATION MECHANISM OF DEFORMATION UNDER MACRO-, MICRO- AND NANOINDENTATION	105
Грабко Д.З., Шикимака О.А., Леу Д.С. (Кишинев/Молдова) ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ВОКРУГ МИКРО- И НАНООТПЕЧАТКОВ, ВЫЯВЛЯЕМЫХ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ	106
Чайка Е.Н., Доценко В.И., Тихоновский М.А. (Харьков/Украина, Полтава/Украина) ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ПЕРЕПЛАВЛЯЕМЫХ ДЕНТАЛЬНЫХ СПЛАВОВ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	107
Муктепавела Ф., Бакрадзе Г., Таманис Э., Столярова С. (Рига/Латвия, Даугавпилс/Латвия, Технион/Израиль) СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ Me-O ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МИКРОМЕХАНИЧЕСКОГО ПЕРЕНОСА ЧАСТИЦ ВРАЩАЮЩЕЙСЯ ЩЕТКОЙ	108

Муктепавела Ф., Бакрадзе Г., Сурсаева В. (Рига/Латвия) МИКРОТВЕРДОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ В Zn	109
Сурсаева В.Г., Швиндлерман Л.С. (Черноголовка) ТРОЙНЫЕ СТЫКИ КАК ВАЖНЫЙ ФАКТОР СТАБИЛИЗАЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ	110
Константинова Т.Е., Спусканюк В.З., Глазунова В.А., Лоладзе Л.В. (Донецк/Украина) ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ	111
Шибков А.А., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов Е.К., Алпатов Д.М., Михлик Д.В., Золотов А.Е. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА НЕУСТОЙЧИВУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СПЛАВОВ Al–Mg	112
Шибков А.А., Лебедин М.А., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов Е.К., Алпатов Д.М., Золотов А.Е., Михлик Д.В. (Тамбов) КОМПЛЕКС IN SITU МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ НЕУСТОЙЧИВОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	113
Букрина Н.В., Князева А.Г., Сергеев В.П. (Томск) МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti–N ПРИ ЕГО БОМБАРДИРОВКЕ КОМБИНИРОВАННЫМ ПОТОКОМ ИОНОВ.	114
Гостев И.В., Калиновский В.В., Севрюгин И.В. (Саров) УЗЕЛ ЮСТИРОВКИ ОПТИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	115
Пилюгин В.П., Тетерина Т.М., Антонова О.В., Марченков В.В., Ведерникова И.И. (Екатеринбург, Саров) ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕДЬ–ГРАФИТ И МЕДЬ–ФУЛЛЕРЕНА	116
Москаль Д.С., Надточий В.А., Голоденко Н.Н. (Славянск/Украина) АНАЛИЗ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ GaAs, СФОРМИРОВАННОГО ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ДИФРАКЦИОННО-МОДУЛИРОВАННОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	117
Ильинский А.И., Зубков А.И. (Харьков/Украина) СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВАКУУМНЫХ КОМПОЗИТОВ	118
Зубков А.И. (Харьков/Украина) О ФОРМИРОВАНИИ СУБМИКРО- И НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ КОНДЕНСАЦИИ ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ПАРА МЕТАЛЛ – МЕТАЛЛ	119
Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И., Котенко О.А., Дубина А.В. (Харьков/Украина) ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПСЕВДОСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ	120
Константинова Т.Е., Даниленко И.К., Волкова Г.К., Глазунова В.А. (Донецк/Украина) МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ИНИЦИИРУЕМЫЕ МЕХАНИЧЕСКИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ	121

Эфрос Н.Б., Лоладзе Л.В., Эфрос Б.М., Тютенко В.С. (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ БАРОТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОГО ($\alpha+\beta$)-СПЛАВА ВТ22	122
Пилюгин В.П., Пацелов А.М., Тебеньков А.В., Чернышев Е.Г., Гапонцев В.Л., Тетерина Т.И. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ МЕДЬ–ЦИНК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНОАКТИВАЦИЕЙ ПОРОШКОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	123
Антонова О.В., Гринберг Б.А., Пацелов А.М., Плотников А.В. (Екатеринбург) СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ БЛОКИРОВКИ СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ В $Ni_3(Al, Nb)$ И Ni_3Fe ПРИ НАГРЕВЕ БЕЗ НАГРУЗКИ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	124
Ещенко Р.Н., Елкина О.А., Пацелов А.М., Пилюгин В.П. (Екатеринбург) НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_3Al , ПОЛУЧЕННАЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	125
Фишгойт А.В., Хрущов М.М., Шашурин Г.В. (Москва) СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МОДЕЛЕЙ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН МЦУ ВБЛИЗИ КЕРАМИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ГРАНУЛИРУЕМЫХ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВАХ	126
Хусаинов М.А., Андреев В.А., Афанасьев К.В., Летенков О.В., Бондарев А.Б. (В.Новгород, Москва) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПСЕВДОУПРУГИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ $TiNi$, ОБОГАЩЕННЫХ НИКЕЛЕМ	126
Якушина Е.Б., Семенова И.П., Валиев Р.З., Коршунов А.И. (Уфа) СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА CP Ti GRADE 4	127
Волчок О.И., Тихоновский М.А., Куприянов А.А. (Харьков/Украина) ОСОБЕННОСТИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ «ЕСТЕСТВЕННЫХ» КОМПОЗИТОВ $Cu-Nb$ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ВОЛОЧЕНИЕМ В КРИОГЕННЫХ УСЛОВИЯХ	128
Белошапка В. Я., Семенова Е. С., Платков В. Я. (Бердянск/Украина, Харьков/Украина) ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ ПРИ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЯХ.	129
Пестриков В.М. (Санкт-Петербург) ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТВЕРДОГО ТЕЛА С ТРЕЩИНОЙ С УЧЕТОМ ПРОТЕКАНИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В МАТЕРИАЛЕ	130
Бадиян Е.Е, Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. (Харьков/Украина) РОЛЬ РОТАЦИОННЫХ ЭФФЕКТОВ В РАЗРУШЕНИИ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ	131
Юрков М.А., Геращенко Д.А., Лебедева Н.В., Фармаковский Б.В. (Санкт-Петербург) РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ШИРОКОГО СПЕКТРА ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДОМ СВЕРХЗВУКОВОГО ГЕТЕРОФАЗНОГО ПЕРЕНОСА	132
Ситдигов В.Д., Чембарисова Р.Г., Александров И.В., Коршунов А.И., Ведерникова И.И. (Уфа, Саров)	133

АНАЛИЗ ОДНОРОДНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ Ti, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

- Shumilin S.E., Estrin Y., Isaev N. V., Lubenets S.V., Malykhin S.V., Pugachov A. T., Pustovalov V.V., Reshetnyak E. N., Fomenko V.S., Fomenko L.S., Janecsek M., Hellmig R.J. (Харьков/Украина, Клаушталь-Зеллерфельд/Германия, Прага/Чехия) 134
THE LOW TEMPERATURE PLASTICITY OF MICROCRYSTALLINE CUPRUM
- Григорова Т.В., Исаев Н.В., Пустовалов В.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э. (Харьков/Украина) 135
СТАТИСТИКА СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ Al–Li В НОРМАЛЬНОМ И СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СОСТОЯНИЯХ
- Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. (Томск) 136
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С НАНОДИСПЕРСНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ
- Исламгалиев Р.К., Казыханов В.У., Кильмаметов А.Р., Курманаева Л.Р., Шестакова Л.О., Валиев Р.З. (Уфа) 137
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Ti
- Лоозе В.С., Чуркин В.К. (Тольятти) 137
МОДЕЛИРОВАНИЕ СИСТЕМ ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ ЧАСТИЦ
- Какулия Ю.Б. (Анапа) 138
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ТОЛСТОСТЕННОЙ ТРУБЕ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
- Попов Н. Н., Прокошкин С. Д., Сидоркин М. Ю., Сысоева Т. И., Боровков Д. В., Аушев А.А., Костылев И. В., Гусаров А. Е. (Саров, Москва) 139
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА 45Ti–45Ni–10Nb ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
- Котречко С.А., Филатов А.В., Овсянников А.В. (Киев/Украина) 140
ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ ОЦК-МЕТАЛЛОВ.
- Поликарпов В.М., Быстрицкий В.С., Головин Ю.М. (Тамбов) 141
СТРУКТУРА НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗОВОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ УЛЬТРА-ДИСПЕРСНОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА
- Беляев С.П., Шеляков А.В., Реснина Н.Н. (Санкт-Петербург, Москва) 142
МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ЧАСТИЧНО-КРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ ТОНКИХ ПЛЕНКАХ ИЗ СПЛАВА $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$
- Фаизова С.Н., Александров И.В., Балабанова Н. В. (Уфа) 143
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВЕ Cu–1%Cr–0,7%Al–0,2%Zr ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ
- Фаизова С.Н., Александров И.В., Саркеева Е.А., Латыш В.В. (Уфа) 144
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Cu–1%Cr–0,7%Al–0,2%Zr ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ ИПД

Gaidukov S., Maksimov R.D. , Kalnins M., Zicans J., Svinka V. (Рига/Латвия) COMPARISON OF NANOCOMPOSITES BASED ON DIFFERENT POLYMERIC MATRICES AND UNMODIFIED NANOCLAY	145
Метлов Л.С., Анциферов А.В. (Донецк/Украина) НЕРАВНОВЕСНАЯ ТЕРМОДИНАМИКА МНОГОУРОВНЕГО РАЗРУШЕНИЯ КВАЗИХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	146
<u>Андреанов Р.А.</u> , Попова М.Н., Пахнева О.В. (Москва, Вологда) ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ВТОРИЧНЫХ ПОЛИОЛЕФИНОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ АГРЕССИВНЫХ СРЕД	147
Стрельникова А.В., Зуев Л.Б., Данилов В.И. (Томск) КИНЕТИКА ОЧАГОВ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ СПЛАВА Д1	148
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Юнак М.А., Бойцов Э.А., Поверинова Г.В., Мелехов С.А., Хлебников В.В. (Тамбов) МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ НОРМАЛЬНОЙ И ЛАТЕРАЛЬНОЙ МИКРО- И НАНОКОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	149
Иволгин В.И., Тюрин А.И., Коренков В.В., Мелехов А.С., Бенгус В.З., Табачникова Е.Д., Хоник В.А. (Тамбов, Харьков/Украина, Воронеж) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЕЛИЧИНЫ ПРИЛОЖЕННОЙ СИЛЫ НА ВЕЛИЧИНУ ГОМОГЕННОЙ И ГЕТЕРОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ В МИКРО- И СУБМИКРО- ОБЪЕМАХ	150
Тюрин А.И., Юнак М.А. (Тамбов) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМА МАТЕРИАЛА, ВЫТЕСНЕННОГО В НАВАЛ И УПЛОТНЕННОГО ПОД ОТПЕЧАТКОМ, А ТАКЖЕ ГРАДИЕНТА ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ ДЕЙСТВИЯ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ	151
Иволгин В.И., Бойцов Э.А., Поверинова Г.В. (Тамбов) ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Al-2,7%Mg МЕТОДАМИ ДИНАМИЧЕСКОГО НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ	152
Черняева Е. В., Мертсон Д. Л., Мещеряков Д. Е. (Санкт-Петербург, Тольятти) АКУСТИЧЕСКИЕ СИГНАЛЫ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ СТАЛИ 20	153
Пушин В.Г. (Екатеринбург) НАНОСТРУКТУРНЫЕ СПЛАВЫ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА: МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА.	155
Кунцевич Т.Э., Пушин В.Г. (Екатеринбург) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	156
Пушин В.Г., Валиев Р.З., Гундеров Д.В., Дюпин А.П., Куранова Н.Н., Уксусников А.Н., Юрченко Л.И. (Екатеринбург, Уфа) СОЧЕТАНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ ИЛИ ВОЛОЧЕНИЕМ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ.	157

Буйнова Л.Н., Коуров Н.И., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. (Екатеринбург) СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Cu_3Pd МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ И ОТЖИГА.	158
Пушин В.Г., Марченкова Е.Б., Коуров Н.И., Королев А.В., Валиев Р.З., Гундеров Д.В. (Екатеринбург, Уфа) НАНОСТРУКТУРНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫМИ ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ	159
Черняева Е. В., Мерсон Д. Л., Мещеряков Д. Е. (Санкт-Петербург, Тольятти) ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ 20 НА ЭЛЛИПСЫ РАССЕЙВАНИЯ СИГНАЛОВ АЭ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ	160
Хусаинов М. А., Андреев В. А., Афанасьев К. В., Бондарев А. Б. (В. Новгород, Москва) ТЕРМИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВА TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	161
Горнакова А.С., Сурсаева В.Г., Страумал Б.Б. (Черноголовка) ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕХОДА «ОГРАНКА – ПОТЕРЯ ОГРАНКИ» НА ДВИЖУЩЕЙСЯ ГРАНИЦЕ ЗЕРЕН В ЦИНКЕ	162
Рубаник В.В., Шадурский А.А., Рубаник В.В. мл. (Витебск/Беларусь) ПРОЦЕСС ТЕПЛОПЕРЕНОСА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	163
Груздков А.А., Калимуллин А.Н., Кривошеев С.И., Новосельский А.В., Петров Ю.В., Разов А.И., Уткин А.А., Федоровский Г.Д. (Санкт-Петербург) МАРТЕНСИТНАЯ НЕУПРУГОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫМ НАГРУЖЕНИЕМ	164
Гладких Н.Т., Богатыренко С.И., Крышталь А.П., Сухов В.Н., Самсоник А.Л., Колендовский М.М. (Харьков/Украина) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ЖИДКОСТЬ–КРИСТАЛЛ И ДИФфуЗИОННАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ В НАНОРАЗМЕРНЫХ В СЛОИСТЫХ ПЛЕНОЧНЫХ СИСТЕМАХ	165
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл. (Витебск/Беларусь) ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ TiNi ПЛЕНОК МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ОСАЖДЕНИЯ	166
Блажевич С.В., Кузьмичева Т.Г., Черников С.В. СОЗДАНИЕ ИНКАПСУЛИРОВАННЫХ ФЕРРИТОВЫХ МИКРОКРИСТАЛЛОВ	167
Погребняк А.Д. ФОРМИРОВАНИЕ МИКРО И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТНЫХ СЛОЕВ И ПОКРЫТИЙ С ПОМОЩЬЮ ПЛАЗМЕННЫХ СТРУЙ	168
Липницкий А.Г., Неласов И.В., Иванов А.В., Красильников В.В., Колобов Ю.Р. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ	168
Пастухов А.Г. ПРОЧНОСТНОЕ ОБОСНОВАНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ СТЕНДА ДЛЯ РЕСУРСНЫХ ИСПЫТАНИЙ	169
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	170

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

Сборник тезисов 45 Международной конференции
(25–28 сентября 2006 г., Белгород)

Публикуется в авторской редакции

*Техническое редактирование, оформление
и компьютерная верстка Черняевой Е. В.*
