

ХАРЬКОВ-2014

МАТЕРИАЛЫ
55-й МЕЖДУНАРОДНОЙ
КОНФЕРЕНЦИИ
«Актуальные проблемы
прочности»

9-13 июня 2014 г.



Национальная академия наук Украины
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов
Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт»
Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина
Научный совет РАН по физике конденсированных сред
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

МАТЕРИАЛЫ

55-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности»



**9-13 июня 2014 г.
Харьков, Украина**

Харьков
2014

Редакционная коллегия:

*В.И. Бетехтин, В.Н. Воеводин, В.И. Соколенко,
Е.В. Черняева, М.Б. Лазарева*

Материалы 55-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» 9-13 июня 2014 года. Харьков, Украина: Сборник материалов / Харьков: ННЦ ХФТИ. 2014. – 254 с.

Опубликованы тезисы докладов, представленных на 55-ю Международную конференцию «Актуальные проблемы прочности». Рассмотрены современные проблемы физики прочности и пластичности; механики разрушения материалов и конструкций; взаимосвязи прочности со структурой перспективных наноструктурных, аморфных, керамических, композиционных и полимерных материалов; разработки научных основ и практических путей прогнозирования и повышения долговечности и надежности различных материалов и изделий; неразрушающего контроля и диагностики материалов; новые методы исследования структуры и механических свойств материалов.

Издание предназначено для специалистов, занимающихся вопросами физики прочности и пластичности и физического материаловедения различных материалов, а также для преподавателей, студентов и аспирантов, специализирующихся в области материаловедения.

Материалы печатаются с авторских оригиналов.

СТРУКТУРНЫЕ УРОВНИ ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМ СОЕДИНЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Неклюдов И.М., Борц Б.В., Лопата А.А., Пархоменко А.А., Ткаченко В.И.,
Даниленко Н.И.*

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»

Харьков, Украина

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

borts@kipt.kharkov.ua

Несмотря на то, что методом вакуумной прокатки получен целый набор многослойных материалов, сочетающих все положительные свойства различных составляющих пакета, многие вопросы, связанные процессами, протекающими на границах раздела разнородных материалов, остаются не выясненными. Среди них – определение механизмов структурирования и массопереноса, проходящих вблизи границы раздела соединяемых в твердой фазе металлов.

Установлено, что закономерностью, обеспечивающей надежное твердофазное соединение разнородных материалов является возникновение на границе раздела соединяемых материалов волновых процессов, проходящих на всех возможных структурных уровнях – от нано-, до макроуровня.

Таблица. Волновые процессы, проходящие на интерфейсе соединяемых высокотемпературной прокаткой материалов

Мезо(макро)-уровень	Микро-уровень	Нано-уровень
Длина волны 100–700 мкм	Длина волны – 25–30 нм	Длина волны 1–2 нм
Волны Кельвина–Гельмгольца	Дислокационный массоперенос	Квазипериодический «волновой фронт»

Впервые установлена последовательность структурных уровней волновых процессов, протекающих на макро-, микро- и нано-уровнях, в материалах соединяемых высокотемпературной прокаткой:

- на макро-уровне предложена физическая модель развития структурной диссипативной неустойчивости типа Кельвина-Гельмгольца границы разнородных металлов, с учетом вязкости и поверхностного натяжения. Рассмотрены условия возникновения неустойчивости, определены характерные масштабы длины и времени неустойчивых возмущений. Показано качественное и количественное соответствие модели экспериментальным результатам;
- на микро-уровне установлен факт взаимного периодического массопереноса атомов контактирующих материалов с помощью дислокаций от границы раздела;
- на нано-уровне обнаружен эффект образования квазипериодического волнового фронта деформации кристаллической решетки на границе раздела материалов, соединяемых вакуумной прокаткой в твердой фазе, указывающий на гидродинамическое течение материала в переходной зоне.

ПРИЧИНЫ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ БАРАБАНОВ КОТЛОВ ТЕПЛОВЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ

Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Ожигов Л.С.

ИНЦ ХФТИ, г. Харьков

На тепловых электростанциях энергогенерирующих компаний Украины эксплуатируется 97 энергоблоков по 150–800 МВт каждый. По результатам анализа технического состояния основного оборудования ТЭС наработка энергоблоков следующая:

81 энергоблок (19431 МВт) или 71,6% – свыше 200 тыс. часов.

8 энергоблоков (2266 МВт) или 8,4% – свыше 170 тыс. часов.

8 энергоблоков (5400 МВт) или 20,0% – свыше 100 тыс. часов.

В условиях ограниченного финансирования и необходимости строго обязательного выполнения диспетчерского графика энергонагрузок в сети Украины, отсутствие или необходимость пересмотра нормативных документов, касающихся диагностики и контроля элементов оборудования после длительной эксплуатации и продления назначенного срока эксплуатации, вопросы повреждаемости металла являются исключительно острыми.

Барабаны высокого давления являются одним из наиболее нагруженных элементов энергоблоков. Накопления повреждений при длительной эксплуатации происходят, главным образом, вследствие циклических нагрузок, что приводит к исчерпанию запаса пластичности и появлению и развитию несплошностей.

Процесс замены барабанов котлов на энергоблоках исключительно сложный и дорогостоящий как по изготовлению, так и по транспортировке и монтажу.

В январе 2013 г. во время проведения гидроиспытаний барабана котла ТП-100 энергоблока ст. № 5 Старобешевской ТЭС образовалась трещина длиной ~ 7000 мм, шириной 110 мм (наработка котла 280 тыс. часов).

В ИНЦ ХФТИ выполнен комплекс работ по изучению причин разрушения барабана котла, включая металлографические и электронномикроскопические исследования, структурно-фазовый и элементный анализ, механические испытания и испытания на ударный изгиб, определение концентрации водорода и др.

Показано, что свойства металла разрушенного барабана являются неоднородными по толщине стенки.

Причиной разрушения барабана котла явилась высокая температура вязкохрупкого перехода (~ 60–70°C), обусловленная видмаштеттовой структурой с внутренней части барабана и низкой температурой гидроиспытаний.

Проанализированы другие известные случаи разрушения барабанов котлов.

СТАДИИ РАЗРУШЕНИЯ И УПРУГОГО СЖАТИЯ В ГРАНУЛИРОВАННОЙ СРЕДЕ С НАНОПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ

Неклюдов И.М., Леденёв О.П., Боброва Н.Б.

*ИНЦ ХФТИ Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий,
г. Харьков, Украина,
ledenyov@kipt.kharkov.ua*

При высоких давлениях проведено исследование механических свойств насыпной гранулированной среды, существенно отличающихся от свойств сплошных материалов [1]. В качестве объекта исследований были выбраны угольные гранулы адсорбента СКТ-3, используемого на атомных станциях в воздушных фильтрах для адсорбции активных нуклидов. Интерес к вопросам прочности гранул возникает в связи с их использованием при долговременной эксплуатации в фильтрах и возможным разрушением под воздействием воздушных потоков и сопровождающих их флуктуаций давления. Этот процесс может приводить к возникновению пылевых масс, которые, как показано в [2], оказывают существенное влияние на воздушное сопротивление фильтра и приводят к неоднородному распределению накапливаемых адсорбируемых элементов по длине фильтра. Представляло интерес изучить механическую устойчивость нанопористой, фрактально организованной и адсорбционно активной угольной среды при воздействии внешнего давления.

Исследования проводились в ячейке высокого давления, в которую сыпным образом помещали определенное (по массе) количество угольных гранул адсорбента СКТ-3, подвергавшихся сжатию. Уже при достаточно малом давлении в несколько МПа начиналось хрупкое разрушение гранул и уплотнение их осколков. При дальнейшем наращивании давления до 100 МПа эта стадия заканчивается и начинается разрушение наиболее крупных внутригранульных пор и происходит компактизация наибольших пор до, примерно, $P = 700$ МПа. До давления 3 ГПа можно выделить 5 условных стадий деформационного процесса. При этом, если при малых и средних давлениях наблюдаются процессы необратимо разрушения, то при высоких давлениях, по нашему мнению, реализуются стадии упругого сжатия нанопор. При возвратном снижении давления до примерно 1000 МПа в камере оставалось высокое давление, и затем наблюдалось резкое расширение и выброс упруго сжатой пылевой массы, что сопровождалось падением давления в камере сжатия.

Результаты исследований показали, что при достигнутых достаточно больших объемных давлениях сжатие и разрушение угольных гранул не приводит к схлопыванию в них внутренних наноразмерных адсорбционных полостей. В образующихся из гранул малых субмикронных размеров пылинках реализуется быстрое проникновение адсорбируемых элементов к нанопорам, в которых происходит основная адсорбция. Полученные таким методом порошки пригодны к использованию как эффективные и быстрые адсорбенты-поглотители с высокой объемной поглотительной способностью, которые могут быть необходимы для использования при срочной ликвидации аварийных ситуаций.

1. Agnolin I., Roux J.-N., Phys. Rev. E 76, 061302 (2007); Phys. Rev. E 76, 061303 (2007); Phys. Rev. E 76, 061304 (2007).
2. I.M.Neklyudov et al., ВАНТ, Ядерно-физические исследования (60), № 3(85), 192 (2013).

РОЛЬ ЛОКАЛЬНОЙ КРИВИЗНЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ТИТАНА В ЗАРОЖДЕНИИ И РАЗВИТИИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф., Почивалов Ю.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

elsukova@yandex.ru

В многоуровневом подходе физической мезомеханики исследована фундаментальная роль локальной кривизны кристаллической структуры в нелинейном поведении и разрушении при циклическом нагружении титана BT1-0, имеющего полиморфное превращение ГПУ→ОЦК.

Нагружение проводили при $T_{\text{ком}}$ знакопеременным изгибом, обеспечивающим преимущественную пластическую деформацию только поверхностных слоев образца. Сопряжение упруго нагруженной подложки с пластически деформируемым поверхностным слоем обусловило его сильно выраженную кривизну, которую исследовали с использованием растрового электронного микроскопа Quanta 200 3D и интерференционного профилометра New View 6200. В зонах сильной кривизны развивалась система shear bands, микроструктуру которых исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL-2100. Анализ полученных результатов позволил показать однозначную связь shear bands с развитием локальной кривизны деформируемого материала и выявить механизм распространения shear bands.

На рис.1, *а*, *б* приведена картина сильной кривизны зерна *D* поверхностного слоя, профиль которой в виде двугранного угла представлен на рис. 1*в*. Видно, что формирование кривизны сопровождается множественным расслоением поверхностного слоя. Это расслоение максимально выражено в вершине тп двугранного угла. Показано, что послойное расслоение в зоне кривизны осуществляется распространением shear bands, в которых развивается локальный структурно-фазовый переход ГПУ–ОЦК. Обсуждается роль локальной кривизны в атомном механизме структурного перехода ГПУ–ОЦК.

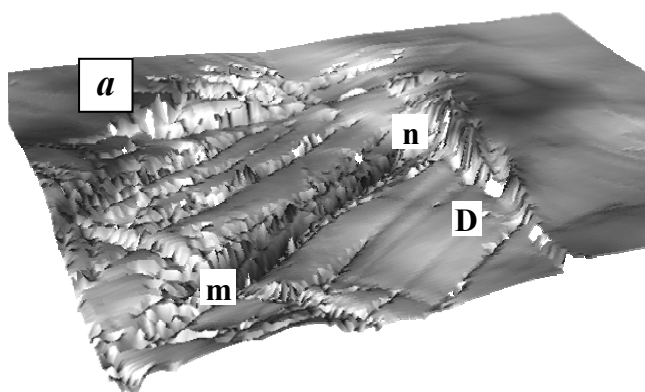
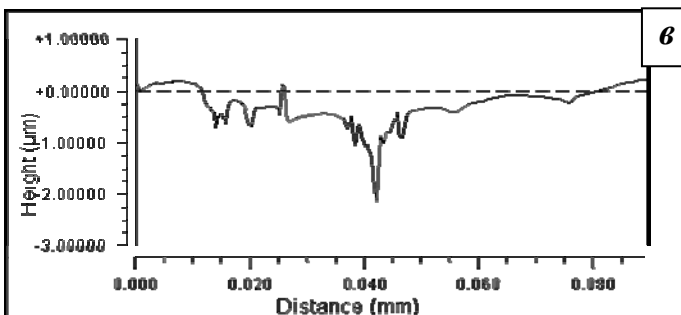
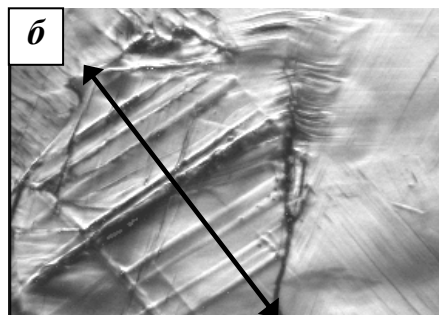


Рис.1. Титан BT1-0, зона вблизи магистральной трещины. В зерне *D* сильная кривизна в виде двугранного угла с расслоением в вершине тп (*а*, *б*); профиль кривизны (*в*); $\times 250$ (*а*), $\times 170$ (*б*), New View



ЭФФЕКТ АКТИВНОГО ЭЛЕМЕНТА В ФОРМИРОВАНИИ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Рогуль Т.Г.

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

Изучены особенности использования эффекта активного элемента для формирования фазового состава высокоэнтروпийных сплавов (ВЭСов), представляющих собой одно- и двухфазные твердые растворы замещения, а также содержащих одно из многокомпонентных in-situ интерметаллических соединений – фазу Лавеса C14, σ -фазу, μ -фазу.

Активный элемент в ВЭСе определяется как носитель активной характеристики (свойства, качества). В свою очередь, характеристика является активной, если она в наибольшей мере проявляется в сплаве, - непосредственно и (или) в совокупности с другими характеристиками, которые обусловлены ею. Необходимым условием такого проявления является ее количественное преобладание по сравнению с остальными элементами сплава.

Изучение влияния активных характеристик на фазовый состав ВЭСов показало, что ими могут быть: электронная концентрация; атомный радиус; температура плавления; энтальпия смешения элементов. Для каждой характеристики имеется своя критическая величина, по достижении которой она становится активной, т.е. в наибольшей мере проявляется в сплаве. При этом для проявления одной из них в качестве активной характеристики требуется вполне определенное количественное соотношение остальных.

Показано, что в ВЭСах носителями активной характеристики могут быть не только отдельные элементы, но и совокупность нескольких элементов в сплаве, вплоть до совокупности всех элементов сплава.

Действие активной характеристики на формирование фазового состава ВЭСа проявляется через механизм ее влияния на формирование кристаллической решетки (состав, тип, размеры).

Проявление активной характеристики совокупности всех элементов сплава и отдельного элемента в нем можно продемонстрировать на примере шестикомпонентного эквиатомного состава высокоэнтропийного однофазного сплава с ОЦК кристаллической решеткой AlTiVNbCrMo.

Во-первых, сочетание вполне определенных значений таких характеристик сплава (в которых отражена совокупность всех его элементов), как электронная концентрация $C_{sd} = 4,83$ эл/ат, различие атомных радиусов 5,6%, энтальпия смешения $\Delta H = -7,07$ кДж/моль и $\Delta S = 14,9$ Дж/к-моль, проявило себя в том, что обеспечило образование однофазного сплава с оцк кристаллической решеткой.

Во-вторых, в этом сплаве активным элементом является молибден, являющийся обладателем активной характеристики – наибольшей температурой плавления 2620 °С. Она явилась определяющей в формировании температуры начала плавления сплава – температуры солидус 2059 °С.

Кроме того, наивысшая температура плавления молибдена обеспечила наибольшее приближение его параметра решетки к параметру решетки сплава (отличие составило – 0,23%). Наконец, наивысшее значение модуля упругости $E = 310$ ГПа, способствовало получению сравнительно высокого значения модуля упругости сплава $E = 179$ ГПа по сравнению с ВЭСами аналогичных составов.

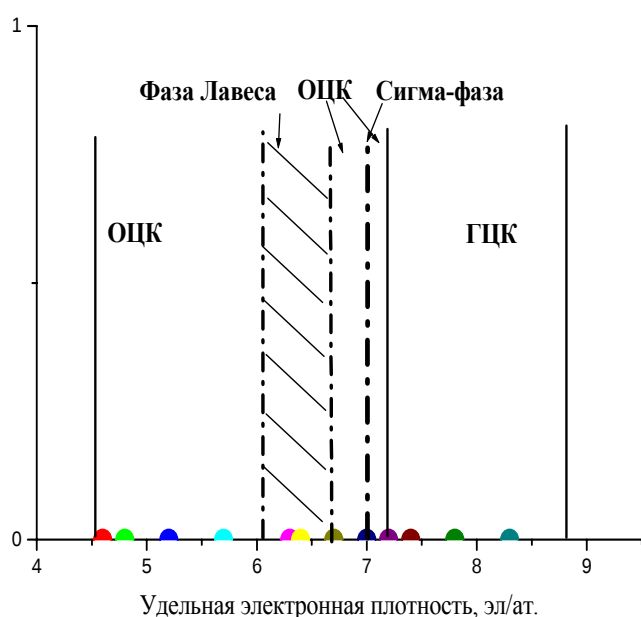
Работа выполнена в соответствии с проектом № ф53. 7/044.

О РОЛИ ЭЛЕКТРОННОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ В ФОРМИРОВАНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Горбань В.Ф., Фирстов С.А., Крапивка Н.А., Печковский Э.П.

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

Известна зависимость фазового состава чистых металлов и сплавов от электронной концентрации. В работе проанализировано влияние атомов с различной кристаллической решеткой, электронной концентрацией, температурой плавления и атомным радиусом на формирование кристаллической решетки и физико-механических свойств высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов).



Используя достаточно большой набор выплавленных высокоэнтропийных эквиатомных сплавов (более 200) проведен анализ основных факторов влияющих на появление тех или иных твердых растворов и химических соединений. На рис. 1 представлены данные, показывающие влияние электронной плотности на формирование твердых растворов и химических соединений в ВЭСах. Показано, что формирование ОЦК твердых растворов происходит в концентрационном электронном интервале плотности от 4,5 до 7,2 эл/ат. Твердые растворы на основе ГЦК металлов образуются при электронной плотности выше 8,0 эл/ат. В промежутке между электронной плотностью

7,2–8,0 формируются смеси ОЦК и ГЦК твердых растворов.

Для образования 100 % высокоэнтропийной фазы Лавеса необходимо наличие: суммарной отрицательной теплоты смешения сплава на уровне – 7 кДж / моль и ниже; пары с отличием в размерах атомов более 12%; присутствие в сплаве двух элементов с теплотой смешения меньше –30 кДж / моль, усредненная электронная концентрация должна находиться в области 6–7 эл/ат.

Для появления 100 % высокоэнтропийной σ -фазы необходимым условием является то, что все элементы входящие в состав высокоэнтропийного сплава должны образовывать σ -фазу в двухкомпонентных сплавах в различном сочетании, а так же электронная концентрация сплава должна находиться в пределах 6,7–7,3 эл/ат. Соотношение c/a для высокоэнтропийных и двух компонентных фаз Лавеса и σ -фаз близки по величинам.

Выявлено влияние параметра решетки на модуль упругости и твердость ОЦК и ГЦК высокоэнтропийных сплавов.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАЧАЛА ДИФФУЗИОННЫХ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ В ОДНОФАЗНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А.,
Печковский Э.П., Еременко А.Л.

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

Для многокомпонентных однофазных высокоэнтропийных сплавов эквиатомного состава с ОЦК кристаллической решеткой (ОЦК-ВЭС), подвергнутых кратковременному индентированию в интервале температур 20–900°C, на основе анализа полученных экспериментальных данных и сопоставления их с расчетными данными установлено следующее. Определение температуры перехода от дислокационных механизмов деформации к диффузионным может быть выполнено априори, т. е. по шихтовому составу сплава, без использования экспериментальных данных, а только лишь расчетным способом. Для этого достаточно применить две характеристики сплава: энтальпия смешения и температура начала плавления (температура солидус); при этом могут быть использованы не только их известные значения, но и рассчитанные по предложенным методикам.

Эксперименты проведены на шести сплавах. Для каждого из них выполнены следующие операции.

По результатам термоактивационного анализа температурных зависимостей твердости определены температурные интервалы протекания дислокационных и диффузионных механизмов деформации и, соответственно, температура начала активного действия диффузионных механизмов деформации $T_{\text{дифф}}^{\circ}\text{C}$. Рассчитано значение энтальпии смешения ΔH как среднеарифметическое значение энтальпий смешения всех пар элементов в сплаве. Рассчитана температура начала плавления сплава – температура солидус $T_{\text{сол}}$. При этом использовано предположение, что $T_{\text{сол}}$ ОЦК-ВЭС в наибольшей мере определяется температурой плавления наиболее тугоплавкого ОЦК-металла в его составе: $T_{\text{сол}}^{\text{ВЭС}} = T_{\text{пл}}^{\text{TM}} - \Delta T_{\text{ВЭС}}^{\text{TM}}$ (где $T_{\text{пл}}^{\text{TM}}$ – температура плавления наиболее тугоплавкого ОЦК-металла в сплаве; $\Delta T_{\text{ВЭС}}^{\text{TM}}$ – результирующая величина снижения величины $T_{\text{пл}}^{\text{TM}}$).

Установлено, что для однофазных ОЦК-ВЭСов эквиатомного состава, у которых энтальпия смешения является отрицательной, гомологическая температура перехода от дислокационных механизмов деформации к диффузионным находится на уровне $T_{\text{гом}} = 0,5$, а именно, $T_{\text{гом}} = (T_{\text{дифф}}^{\circ}\text{C} + 273)/(T_{\text{сол}}^{\circ}\text{C} + 273) = 0,5$. Следовательно, температуру $T_{\text{дифф}}^{\circ}\text{C}$, можно рассматривать как граничную температуру, ниже которой преобладающими механизмами деформации являются дислокационные, выше – диффузионные механизмы деформации. При этом температуру $T_{\text{дифф}}^{\circ}\text{C}$ следует воспринимать как некую область температур, в которой начинается активное проявление диффузионных механизмов деформации в сплаве.

В результате представляется возможным для любого состава сплава без экспериментальной идентификации механизмов деформации, только расчетным способом определять температурный интервал протекания дислокационных механизмов деформации и оценить температуру начала активного действия диффузионных механизмов деформации $T_{\text{дифф}}^{\circ}\text{C}$.

Работа выполнена в соответствии с проектом № Ф53. 7/044.

ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ОДНОФАЗНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С НАПЕРЕД ЗАДАННОЙ ВЕЛИЧИНОЙ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ

Фирстов С.А., Милейко С.Т., Горбань В.Ф.,
Крапивка Н.А., Печковский Э.П.

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

Показано, что для литых многокомпонентных однофазных высокоэнтروпийных сплавов эквиатомного состава с ОЦК кристаллической решеткой (ОЦК-ВЭСов) связи между тремя характеристиками $C_{sd} - a - E$ аналогичны их связям для металлов IV-VI групп, расположенных в 4–6 периодах, и VIII группы – в 4 периоде, всего 13 металлов (Al, Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Fe, Co, Ni). Здесь C_{sd} – электронная концентрация (число валентных sd-электронов на атом) отражает силу взаимодействия между атомами; величина a – параметр кристаллической решетки; E – модуль нормальной упругости. Если изменение состава ОЦК-ВЭСа приводит к увеличению C_{sd} , это сопровождается, как правило, уменьшением $a_{эксп}$ и повышением $E_{эксп}$.

Кроме того, установлена непосредственная связь величины модуля $E_{эксп}$ ОЦК-ВЭСов с их расчетными значениями электронной концентрации C_{sd} и экспериментально определенными значениями параметра a ОЦК решетки.

В соответствии с известными данными, такой характер связей в металлах может быть обусловлен заполнением электронной d -зоны и количеством d -электронов в ней по мере перехода от металла к металлу в пределах IV–VI групп и 4–6 периодов. Это сопровождается увеличением сил связи между атомами и уменьшением расстояния между ними, что приводит к повышению модуля упругости E металла. Предполагается, что присутствие в ОЦК-ВЭСе совокупности разнородных атомов металлов со своими ds -зонами и расстояниями между атомами формирует результирующую ds -зону и параметр решетки ОЦК-ВЭСа, что и обеспечивает конкретную величину модуля упругости E сплава.

Отсюда следует возможность использования трехсторонних связей $C_{sd} - a - E$ и их закономерного поведения в металлах и ОЦК-ВЭСах в практических целях – для прогнозирования изменения величины модуля у имеющихся сплавов путем замены или добавления соответствующих элементов. С другой стороны, если требуется ОЦК-ВЭС с определенным значением E , можно, опираясь на существование этих трехсторонних связей в ОЦК-ВЭСах, методом подбора соответствующих элементов, установить состав с заданным уровнем (или величиной) модуля упругости E . Такой способ практически осуществим, но он трудоемкий и требует многократного экспериментального контроля процесса получения требуемого сочетания электронной концентрации, параметра и модуля.

Результаты настоящей работы позволяют значительно сократить объем поисковой работы для определения состава ОЦК-ВЭСа по заданной величине модуля упругости. На основе экспериментально полученных соотношений, отражающих трехстороннюю связь $C_{sd} - a - E$ для 7-ми изученных однофазных ОЦК-ВЭСов эквиатомного состава, предлагается графоаналитический способ определения состава таких сплавов с наперед заданной величиной модуля упругости E .

Работа выполнена в соответствии с проектом № Ф53. 7/044.

АМОРФНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Мильман Ю. В.

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

В докладе дан обзор структурных моделей аморфных металлических сплавов (АМС), методов получения АМС и их физических свойств. Наибольшее внимание уделено анализу существующих теорий пластического течения АМС. Рассмотрена модель течения за счет наличия дефектов типа «зоны сдвига», модель свободного объема и дислокационный механизм пластического течения. Приведены экспериментальные результаты, свидетельствующие о дислокационном механизме пластического течения, в частности, дислокационные ямки травления вокруг отпечатка твердости (рис. 1) и торможение вторичных полос скольжения на первичных полосах скольжения (рис. 2). Показано, что в АМС при низких температурах осуществляется дислокационный механизм пластического течения с энергией активации в несколько десятых электрон – вольт, тогда как при повышенных температурах механизм пластического течения деформации идет с энергией активации в несколько электрон – вольт, что близко к энергии активации самодиффузии. Обсуждены явления хладноломкости и сверхпластического течения АМС. Отмечается, что проведенные эксперименты показали наличие метастабильного термодинамического равновесия АМС в состоянии переохлажденной жидкости и в состоянии металлического стекла. Если АМС выведен из этого состояния путем пластической деформации, то наблюдаются релаксационные процессы, возвращающие сплав в метастабильное равновесие. Дан обзор основных направлений применения АМС в качестве магнитно – мягких и магнитно – твердых материалов, конструкционных материалов, в электронике, ювелирной промышленности, в качестве припоев и в биомедицине. Отмечается, что недавно разработанные объемные АМС, обладают уникальными физико – механическими свойствами, хорошей обрабатываемостью в сверхпластичном состоянии и перспективны для широкого применения в различных отраслях народного хозяйства.

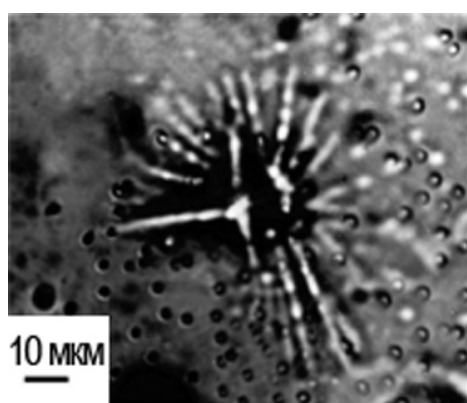


Рис. 1. Ямки травления вокруг отпечатка твердости
(АМС $\text{Co}_{56}\text{Ni}_{10}\text{Fe}_5\text{Si}_{12}\text{B}_{17}$)

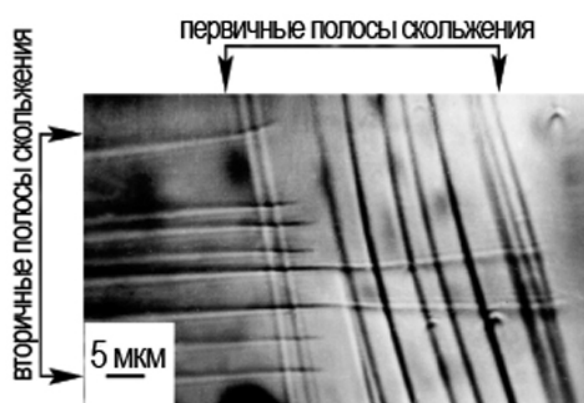


Рис. 2. Торможение вторичных полос скольжения на первичных полосах скольжения

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАНОТВЕРДОСТИ ПРИ ФИКСИРОВАННОМ РАЗМЕРЕ ОТПЕЧАТКА ТВЕРДОСТИ

Мильман Ю.В.¹, Голубенко А.А.¹, Дуб С.Н.²

¹Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина,
milman@ipms.kiev.ua

²Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, Киев, Украина, lz@ism.kiev.ua

В последнее время широкое распространение получило инструментальное индентирование (с записью кривой перемещение индентора – глубина его внедрения), что позволило изучать механические свойства материалов в нано объемах. Подобный метод столкнулся с тем, что величина твердости возрастает с уменьшением нагрузки на индентор (Indentation Size Effect – ISE), что наиболее резко проявляется при низких нагрузках. ISE проявляется одновременно как повышение нанотвердости и снижение характеристики пластичности (определенной при индентировании) при уменьшении размера отпечатка нанотвердости.

Поэтому целесообразным является стандартизация измерения нанотвердости таким образом, как стандартизуется размер образца при механических испытаниях. Для этого необходимо измерять нанотвердость H при постоянном для всех материалов размере отпечатка, а не при постоянной нагрузке. При наноиндентировании проще всего фиксировать глубину внедрения индентора h , как характеристику размера отпечатка.

Для определения нанотвердости H_ϕ при фиксированном значении размера отпечатка h_ϕ предлагается использовать соотношение [1, 2]: $H_\phi = H \left(h/h_\phi \right)^{2-m}$, здесь H – твердость при некотором перемещении индентора h . Константа m может быть определена как $m = d \log P / d \log h$, если твердость определяли при различных нагрузках P . Константа m может быть приближенно определена по одной кривой нагружения в координатах $P - h$, если представить ее в виде $P = \text{const} \cdot h^m$ и записать эту кривую при достаточно большой максимальной нагрузке P . Желательно чтобы h не сильно отличалось от h_ϕ . Выбор h_ϕ , которое можно было бы использовать для всех материалов, затрудняется большим различием в твердости материалов разного типа. Представляется целесообразным использовать значения $h_\phi = 1000$ нм для пластичных материалов с низкой твердостью и $h_\phi = 100$ нм для высокотвердых материалов.

Такой подход определения нанотвердости при фиксированном значении размера отпечатка, а не при фиксированном значении нагрузки P , позволяет исключить влияние масштабного фактора на нанотвердость. Примеры расчета H_ϕ для ряда материалов приведены в таблице.

№	Материал	$P_{\max}$, мН	E , ГПа	$h_{\max}$, нм	H , ГПа	m	$H_\phi(h_\phi = 100 \text{ нм})$	$H_\phi(h_\phi = 1000 \text{ нм})$
1	Si ₃ N ₄ (поликр.)	50	324	415.3	24.3	1.67	39.0	18.2
2	NbC (001)	50	550	404.8	25.2	1.82	32.5	21.4
3	ZrN (001)	50	400	400.7	24.3	1.65	39.7	17.6
4	WC (111)	50	700	310.6	39.8	1.59	63.6	24.5
5	Al ₂ O ₃ (0001)	10	409	144.9	33.3	1.64	38.0	16.6
6	W (001)	10	420	301.3	6.10	1.85	7.2	5.1
7	Cr (110)	50	279	1025.3	2.63	1.66	5.7	2.6
8	Cu (111)	62.5	170	2100.8	0.66	1.72	1.6	0.8
9	Al (поликр.)	120	70	3148.0	0.66	1.73	1.7	0.9

1. Мильман Ю.В. Зависимость твердости от нагрузки на индентор и твердость при фиксированной диагонали отпечатка // Проблемы прочности. 1990. № 6. С. 52–56.
2. Yu.V. Milman, A.A. Golubenko, S.N.Dub Indentation size effect in nanohardness // Acta Materialia. 2011. № 59. P. 7480-7487.

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА СТАТИЧЕСКУЮ И ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Бетехтин В.И.¹, Dvorak J.², Кадомцев А.Г.¹, Кардашев Б.К.¹,
Нарыкова М.В.¹, Sklenicka V.²

¹ФГБУН Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия,

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

²Institute of Physics of Materials, AS CR, Brno, Czech Republic,
vsklen@ipm.cz

Большие пластические деформации в условиях близких к всестороннему сжатию, например, при равноканальном угловом прессовании (РКУП), ведут к получению наноструктурных металлов и сплавов. Высокие механические свойства таких материалов определяются в основном двумя факторами: размером зерен и состоянием их границ. Уменьшение при РКУП размера зерен ведет к увеличению объемной доли их границ, особенно большеугловых. За счет высокой концентрации дефектов (дислокации, вакансии, нанопоры) границы зерен находятся в неравновесном состоянии.

В связи с вышесказанным, важно выяснить, как влияет изменение размера зерен и состояния их границ в процессе РКУП на прочностные характеристики микрокристаллических материалов при их статических испытаниях (микротвердость, предел текучести) и при длительном нагружении (долговечность при растяжении в условиях ползучести).

Действительно, наноструктурные материалы по своей природе являются неравновесными. Поэтому для их практического использования необходимо получить данные об их механической устойчивости.

Исследования проводились на полученных при разном числе проходов (РКУП) субмикрокристаллических металлах и сплавах: Al (99.99%), Cu (99.99%), Cu + 0.2%Zr, Al + 0.2%Sc, Zr + 2.5Nb, Ti (BT1-0).

Полученные данные свидетельствуют о том, что увеличение степени деформации (числа проходов при РКУП) существенно влияет на долговечность, приводя, в большинстве случаев, к её уменьшению; при этом характеристики статической прочности с ростом деформации растут.

Анализ полученных данных позволяет сделать вывод о том, что снижение долговечности обусловлено увеличением в процессе РКУП нанопористости и доли большеугловых границ; на статические характеристики прочности нанопористость практически не влияет, а увеличение доли большеугловых границ ведет, очевидно, даже к росту этих характеристик [1-3]. Показано, что уменьшение нанопористости за счет различных факторов позволяет повысить долговечность.

Авторы благодарят за поддержку РФФИ (проект №13-0200054).

Список литературы

1. Бетехтин В.И., Sklenicka V. и др. ФТТ. 2010. Т.52. В.8. С.1517-1523.
2. Dvorak J., Sklenicka V., Betekhtin V.I. Mater. Science Eng. A., A584, 103-113, 2013.
3. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. и др. Письма в ЖТФ. 2011. Т.37. Вып.20. С.75-79.

НЕРАВНОВЕСНАЯ КИНЕТИКА ЭЛЕКТРОН-ФОНОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ КРИСТАЛЛА В СИЛЬНОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ И МАГНИТНОМ ПОЛЯХ КАК ОСНОВА ЭЛЕКТРО- И МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТОВ

Карась В.И., Власенко А.М., Соколенко В.И.

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

Применение сильных импульсных электрических полей (электропластический эффект, О.А. Троицкий и др.) приводит к существенному облегчению деформации материала и улучшению его эксплуатационных характеристик. При исследовании влияния переменного магнитного поля на механические свойства деформированных и облученных ферромагнитных материалов (магнитопластический эффект, И.М. Неклюдов и др.), а также сварных соединений продемонстрировано улучшение свойств, связанное с релаксационными процессами при таком воздействии, обусловленными взаимосвязью магнитной и решеточной подсистем.

Ввиду отсутствия физической модели для количественного описания изменения структуры и механических свойств конструкционных материалов в сильных магнитных и/или электрических полях актуальным является, в частности, описание не только некоторых экспериментально наблюдаемых зависимостей для открытых и используемых на практике эффектов электро- и магнитопластичности материалов, но и выявление основных механизмов возникновения этих эффектов, а также построение микроскопической физической модели, которая позволила бы использовать эти полезные эффекты для улучшения физико-механических и технологических характеристик конструкционных материалов (КМ) и изделий.

Суть предлагаемого подхода [1] состоит в избирательном воздействии электромагнитных полей на неравновесное состояние кристаллической решетки, которое возникло в результате радиационных, термических и деформационных воздействий. Электромагнитное воздействие возбуждает электронную подсистему, которая, передавая энергию в фононную подсистему, создает большое количество коротковолновых фононов, эффективно воздействующих на дефекты (точечные, линейные, границы раздела и выделения различных фаз) кристаллической решетки, что приводит к перераспределению и снижению плотности дефектов кристаллической решетки, залечиванию повреждений, уменьшению локальных пиковых напряжений и снижению уровня деградации свойств КМ.

В работе приведены результаты кинетического рассмотрения неравновесной динамики электрон-фононной системы кристалла в сильном электрическом поле на основе предложенного метода численного решения системы кинетических уравнений Больцмана для электронной и фононной функций распределения без использования разложения функции распределения электронов в ряд по энергии фонона. Показано, что под влиянием сильного электрического поля функция распределения электронов становится неравновесной вблизи фермиевской энергии и влияние столкновений электронов с фононами становится соизмеримым с влиянием поля. Функция распределения фононов существенно возрастает, что приводит к существенному возрастанию силы воздействия на дислокации по сравнению с обычным нагревом.

1. В.Е. Захаров, В.И. Карась. Неравновесные колмогоровского типа распределения частиц и их применения. // Успехи физических наук. 2013, т. 183, №1, с. 55-85.

ФИЗИКА СИСТЕМ ВОДОРОД–МЕТАЛЛ И НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ (обзор работ за 40 лет)

**Гольцов В.А., Артеменко Ю.А., Гольцова М.В., Глухова Ж.Л., Васильев А.Г. ,
Жиров Г.И., Котельва Р.В., Любименко Е.Н., Рыбалка С.Б.,
Смирнов Л.И., Гольцова Л.Ф.**

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

С тех пор как в 1866–1869 гг. Томас Грэм опубликовал свои научные открытия, все последующие поколения физиков, физико-химиков, химиков, металлургов и материаловедов, металлургов (теоретиков и практиков) со все возрастающей интенсивностью разрабатывали проблему взаимодействия водорода с металлами, проблему влияния абсорбированного водорода на физические, химические и служебные свойства материалов.

Начиная с 1970-х, в мировом научном сообществе усилился интерес к водороду как энергоносителю и, соответственно, к системам водород–материал, что обусловлено необходимостью материаловедческого обеспечения водородной энергетики (экономики), а также в связи с задачами и дальнейшими перспективами термоядерной энергетики. Водородное материаловедение в настоящее время состоит из двух самостоятельных, но взаимосвязанных научно-технических областей. Одна из них разрабатывает научные и технические проблемы, порождаемые водородной деградацией материалов. Другая – водородная обработка материалов (ВОМ) – может быть определена как новая область науки о металлах и материалах, которая изучает водородное воздействие на металлы (материалы) и разрабатывает на этой основе практические приемы их технологической обработки. К настоящему времени ВОМ позволяет получать материалы с различной фазовой структурой, управляемо упрочнять металлы, получать суперпрочные материалы с высокой ТРИП пластичностью, материалы с эффектом памяти формы, управляемо проводить процесс порошкообразования интерметаллидов и получать порошки интерметаллических материалов заданной дисперсности.

Систематическими исследованиями, выполненными коллективом кафедры физики Донецкого национального технического университета в течение последних сорока лет, получены следующие результаты. Экспериментально установлены закономерности развития прямых и обратных гидридных превращений в системе Pd–H, структурных изменений в приповерхностных слоях палладия (чистотой 99.98%) и его сплавов с водородом, формоизменения палладиевой пластины при ее одностороннем и двустороннем насыщении водородом. Разработаны физические и кинетические основы индуцированных водородом диффузионных фазовых (ИВДФ) превращений в сплавах типа $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, TbFe_2 и DyFe_2 , лежащих в основе новых водородных технологий. Создана диффузионная теория возникновения и эволюции водородных концентрационных неоднородностей. Разработана теория водородоупругости, в рамках которой обобщены основные закономерности упруго-диффузионного поведения концентрационных неоднородностей водорода в металлах. Представлены математические модели таких водородоупругих эффектов, как формоизменение металла и рассасывание концентрационных неоднородностей водорода. Также ведётся перманентная работа по популяризации идей водородной энергетики и цивилизации и координация взаимодействия между обществом по водородной энергетике и сообществом водородного материаловедения.

ВОДОРОДОФАЗОВЫЙ НАКЛЕП И ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ

Гольцов В.А.

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

В давно известных явлениях (водородная хрупкость, флокены, водородная коррозия, водородный износ и др.) всегда фиксировалось неуправляемое отрицательное воздействие водорода на металлические материалы вплоть до их катастрофического разрушения. Это в течение десятилетий определяло образ мышления исследователей, изучавших влияние водорода на структуру и свойства металлов и сплавов.

В 70-е годы XX века была выдвинута гипотеза и экспериментально подтверждено существование явления управляемого ВФН – внутреннего, фазового наклепа металлов неизвестного ранее типа. Был обнаружен ряд других весьма оригинальных водородных и гидридных физических эффектов. Соответственно, зародилась и в течение последних десятилетий сформировалась новая область материаловедения, а именно, водородная обработка металлов, основанная на новой системе взаимообусловленных научных представлений, понятий, принципов и концепций. В наиболее общем виде эти новые научные положения заключаются в следующем.

1. Водород является универсальным внешним агентом и легирующим элементом, обеспечивающим возможность новых эффективных методов обработки металлических материалов. Коренные изменения в уровне познания здесь состоят в том, что водородное воздействие на материалы, как теперь твердо установлено, является одним из фундаментальных управляемых воздействий наряду с такими воздействиями, как, например, температура, давление, поля и потоки частиц. Важнейшей составной частью новой концепции о фундаментальном характере водородного воздействия на металлические материалы является его управляемость и обратимость (возможность удаления водорода из материала после водородной обработки).

2. Впервые появилась возможность, используя воздействие водородом и водородофазовым наклепом, существенно упрочнять, пластифицировать, рекристаллизовать, изменять фазовый состав и подвергать дальнейшей обработке такие металлы, которые не обладают полиморфизмом (палладий, ниобий, никель и др.). Водородная обработка металлов этого типа основана на использовании ‘искусственного’, индуцированного водородом полиморфизма.

3. Водородная обработка полиморфных металлов (титан, цирконий и их сплавы, некоторые сплавы железа и т.д.), кроме прямого использования явления ВФН в его классическом виде, реализует возможность обратимо регулировать водородом их ‘естественный’ полиморфизм: стабилизировать высокотемпературные фазы, снижать критические температуры фазовых переходов и изменять их кинетику, управлять формированием фазового состава и структурных составляющих, упрочнять, подвергать рекристаллизации и изменять условия старения и распада метастабильных фаз и т. д.

Достижения и перспективы водородной обработки материалов участники настоящей конференции найдут в специальном выпуске международного научно-технического журнала «Альтернативная энергетика и экология», 2014. № 1. 238 с.

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПРЕДЕЛЬНО ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Котречко С.¹, Тимошевский А.¹, Яблоновский С.¹, Михайловский И.²,
Садатов Е.², Мазилова Т.²

¹*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,*

²*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАН
Украины, Харьков, Украина
kotr@imp.kiev.ua*

Благодаря развитию нанотехнологий, возник новый класс наноразмерных объектов (нанотрубки, графен, карбин, наноиглы, наностолбики (nanopillars)). Эти нанообъекты, обладают предельно высокой прочностью, однако их прочность ниже «теоретической» прочности, поскольку нанокристаллы не являются идеальными кристаллами. В результате, механизмы достижения предельного состояния наноразмерных кристаллов отличаются от таковых, как для «обычных» материалов, содержащих дефекты, так и идеальных кристаллов (кристаллы с идеальной решеткой). Второй особенностью наноразмерных объектов, которой нет аналога в макромире, является то, что они могут быть не только трехмерными (3D), но и двух-(2D) и одномерными(1D).

Цель доклада заключается в изложении представлений об атомных механизмах, управляющих прочностью трех-, двух- и одномерных кристаллов. Для получения информации о прочности наноразмерных кристаллов и анализа атомных механизмов, управляющих уровнем этой прочности, использовались результаты численного и физического экспериментов. Численный эксперимент заключается в проведении первопринципных (ab-initio) расчетов и моделирования растяжения наноразмерных кристаллов методом молекулярной динамики. Испытание на одноосное растяжение 3D и 1D нанокристаллов проводилось in situ под действием пондеромоторных сил, генерируемых электрическим полем в полевом ионном микроскопе. Показано, что локальная неустойчивость является основным механизмом релаксации напряжений в деформированных бездефектных наноразмерных кристаллах (НРК). Результатом этой локальной неустойчивости является образование дефектов типа дислокаций или двойников. Отличительная особенность этих дефектов заключается в том, что они являются неустойчивыми, поскольку образуются при напряжениях значительно превышающих напряжение их распространения. Явление локализации неустойчивости обусловлено двумя основными факторами: (i) флуктуацией локальных напряжений, вызванной колебаниями атомов и (ii) действием сил поверхностного натяжения в поверхностном слое НРК. Первый фактор управляет закономерностями температурной зависимости прочности. Второй фактор влияет на абсолютный уровень прочности нанокристалла и определяет закономерности изменения (уменьшения или увеличения) его прочности в интервале предельно малых (меньше 3 – 5 нм) размеров образцов. Влияние мерности на прочность продемонстрировано на примере трех полиморфных форм углерода: (i) алмаза (3D); (ii)-графена (2D) и (iii) линейной цепочки углерода (карбин)(1D). Показано, что при переходе от 3D- к 2D- и 1D-кристаллам их прочность монотонно возрастает, достигая максимума для 1D-кристаллов. Экспериментально установлено, что прочность линейных цепочек углерода является абсолютным пределом прочности материалов. Нижняя оценка этой прочности составляет 270 ГПа, что намного превышает прочность графена (130 ГПа).

ВЛИЯНИЕ МЕРНОСТИ НА ПРОЧНОСТЬ ИДЕАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Котречко С.О., Коливошко Е.В.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина
ekolivoshko@gmail.com, serkotr@gmail.com

Существующие нанотехнологии позволят, наряду с трехмерными (3D) бездефектными кристаллами, создавать двух (2D)- и одномерные кристаллы (1D). В работах [Mikhailovskij et al. Phys. Rev. B 87, 045410; S. Kotrechko et al Procedia Materials Science to be published in 2014] на примере углерода было показано, что уменьшение мерности кристалла приводит к существенному (в несколько раз) увеличению его прочности. В связи с этим цель настоящего доклада заключалась в установлении закономерности этого эффекта и выяснении его физической природы.

Основываясь на результатах ab-initio моделирования растяжения алмаза [3], графена (в направлении zigzag и armchair) [4] и одномерной цепочки атомов углерода (карбин) [S. Kotrechko et al Procedia Materials Science to be published in 2014.] были рассчитаны значения прочности атомной связи во всех этих аллотропических формах углерода. Установлено, то при переходе от 3D к 2D и 1D кристаллам прочность возрастает в 1.73 и 2.2 раза, соответственно.

Теоретический анализ этой закономерности был проведен в рамках формализма Бренера [5]., в основе которого лежит теория псевдопотенциала Абея, в котором энергия связи может быть представлена в виде суммы вкладов энергий связей:

$$E_{bond} = \frac{1}{2} \sum_i E_i$$

где E_i записывается как сумма по ближайшим соседям j атома i :

$$E_i = \sum_{i \neq j} [V_{ij}^R - B_{ij} V_{ij}^A]$$

Расчеты значения прочности на одноосное растяжение показали, что прочность кристаллов возрастает при уменьшении мерности.

Установлено, то прочность отдельной межатомной связи зависит, как от координационного числа Z , так и от угла θ между связями. Соотношение между вкладами этих составляющих зависит от абсолютного значения θ . Так, при больших углах ($> 90^\circ$) основной вклад в прочность вносит угловая часть (значение угловой функции потенциала Бренера), при малых углах возрастает зависимость прочности от координационного числа.

Список литературы

1. D.W.Brenner, Phys.Rev. B 42, 9458 (1990)
2. S. Kotrechko et al Procedia Materials Science to be published in 2014
3. Fang Liu, Pingbing Ming, Ju Li, Phys.Rev. B 76, 064120 (2007)
4. David Roundy and Marvin L. Cohen, Phys.Rev. B 64, 212103 (2001)
5. T.Belytschko, S.P.Xiao, G.C.Schatz, and R.S.Ruoff, Phys.Rev. B 65, 235430(2002)

МЕХАНИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ОБЛУЧЕННОГО МЕТАЛЛА

Котречко С.¹, Зимина Г.¹, Чирко Л.², Ревка В.²

¹Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,

²Институт ядерных исследований НАН Украины

kotr@imp.kiev.ua

В настоящее время величина радиационного охрупчивания металла оценивается по степени уменьшения его остаточной деформации δ (ψ) при одноосном растяжении; повышению критической температуры вязко-хрупкого перехода T_c при ударных испытаниях образцов с надрезами; снижению величины вязкости разрушения K_{Ic} (K_{Jc}) образцов с трещиной и т.п. Однако все эти характеристики отражают лишь поведение охрупченного металла в тех или иных условиях напряженно-деформированного состояния, которые реализуются при испытаниях различных типов образцов. В силу этих причин ни одна из перечисленных выше характеристик не может быть использована в качестве однозначной оценки степени охрупчивания металла, и не только радиационного. В тоже время, в работах [1,2] сформулирована система представлений об охрупчивании металлов и сплавов, основанная на физической сущности явления инициирования хрупкого разрушения в металлах, связанного с образованием и потерей устойчивости зародышевых трещин (ЗТ). В рамках этого подхода показано, что «пластичность» и «хрупкость» являются характеристиками механического состояния, которое зависит как от структуры металла, так и условий его нагружения. При этом были сформулированы представления о микромеханизме перехода из пластичного состояния в хрупкое, который заключается в потере устойчивости ЗТ в момент их образования. Опираясь на эти представления, были предложены новые механические характеристики «коэффициент механической стабильности» K_{ms} и «силовой эквивалент» E_m охрупчивающего действия разных по физической природе факторов (низкие температуры, радиационное упрочнение и т.п.).

Цель доклада заключается в использовании концепции механической стабильности для количественного анализа закономерностей радиационного охрупчивания корпусной реакторной стали 15Х2НМФА и металла его сварных швов, а также прогнозирования на этой основе предельно допустимой дозы облучения (критического флюенса Φ_c) корпуса реакторов типа ВВЭР-1000. Установлено, что радиационное охрупчивание для исследованных материалов обусловлено двумя факторами: (i) увеличением уровня растягивающих напряжений в момент образования ЗТ, что связано с радиационным упрочнением; (ii) увеличением плотности ЗТ, образующихся в облученном металле. Последний фактор контролирует величину локального напряжения инициирования хрупкого разрушения в окрестности трещиноподобных дефектов, влияя тем самым на величину критического флюенса Φ_c . Опираясь на эти представления, удалось получить обобщенную характеристику стабильности пластического состояния (P_{ms} – параметр стабильности механического состояния), которая позволяет описать влияние на сопротивление хрупкому разрушению металла, как его структурного состояния, так и условий нагружения. Последнее стало возможным, благодаря введению физического эквивалента E_m охрупчивающего действия разных по физической природе факторов.

1. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Проблемы прочности, 2009, №2, с. 55-78.
2. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, элементы конструкций. Киев. Наукова Думка, 2008, 295с.

МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЙ НАНОПОРИСТЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ

Викарчук А.А., Растегаева И.И., Дорогов М.В., Козлов А.Ю.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

fti@tltsu.ru

Химическая и пищевая промышленность, медицина и экология, нефтехимия и водоподготовка крайне нуждаются в новых высокопрочных материалах сочетающих функции мембраны, сорбента, катализатора и фильтрующего элемента. Именно разработке и созданию данных материалов посвящена данная работа.

Композиционный материал в виде прочной и гибкой нанопористой пленки, состоящий из металлического проволочного сетчатого каркаса, соединяющего между собой микрочастицы порошка углерода, нановискеры оксида металла и металлическую сетку, имеющую иерархическое строение. В частности, в качестве армирующего сетчатого носителя используется сетка из нержавеющей стали, имеющая диаметр проволоки 30 мкм, а размер ячейки 40 мкм. На проволочном носителе методом электроосаждения металла и последующей его термообработки в кислородосодержащей среде выращивается «лес нановискеров», например, из оксида меди, обычно их диаметр меньше 100 нм, а длина варьируется от 5 до 15 мкм. Вискеры обладают высокой прочностью и упругостью. Их концентрация на проволоке варьируется в интервале $10^7 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$, они практически заполняют все ячейки. Пространство ячеек с вискерами заполняется диспергированной в растворителе содержащим ПАВ суспензию из порошка углерода фракциями 0,5 – 5 мкм и наночастиц металлов (например, серебра) размером 3 – 10 нм, предварительно полученным в обратно-мицеллярных системах. Для создания нанопористой композиционной пленки суспензию наносят на сетчатый каркас, обрабатывают ультразвуком, высушивают при температурах 100–120 °С, такие операции повторяют до тех пор, пока не сформируется пленка примерно одинаковой толщины (70 мкм) содержащая металлический каркас. Затем проводят термообработку композиционной пленки при температурах плавления наночастиц вводимого металла. Как правило, наночастицы металлов при концентрации порядка 10 мас.% при диспергировании распределяется равномерно по границам микрочастиц углерода. Из-за малых размеров (3–10 нм) они плавятся или спекаются при более низких температурах, чем массивные металлы образуя нанопроволоку. Например, для серебра эта температура составляет порядка 400 °С, нанопроволока (диаметром 5–10 нм) соединяет микрочастицы углерода (0,5–5 мкм), нановискеры оксида металла (0,1 мкм) между собой и с проволочным каркасом из нержавеющей стали (30 мкм) образуя иерархическую сетчатую структуру, содержащую углерод, металл, оксид металла и нанопоры. Размер нанопор определяется размером порошка углерода и варьируется от 10 до 200 нм.

Полученная таким способом композиционная нанопористая пленка толщиной порядка 70 мкм, имеющая иерархическую структуру, состоящая из металлического каркаса, соединяющего микрочастицы углерода, наночастицы металлов и нановискеров оксидов металла, образует нанопористый материал, обладающий высокой прочностью, упругостью, адсорбционной емкостью, теплопроводностью, термической и химической стойкостью.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-00221.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В СОЗДАНИИ НОВЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Салищев Г.А.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г.Белгород, Россия
salishchev@bsu.edu.ru*

Обычный подход к созданию нового конструкционного материала заключается в выборе основного элемента, который затем легируется для получения желаемой комбинации механических и/или технологических свойств. Однако, возможен и другой путь в создании новых материалов, базирующийся на том, что сплав содержит несколько основных элементов с примерно равным эквимольным содержанием. Повышение при этом энтропии смешения ведет к образованию стабильных твердых растворов. Согласно предложенному в 2004 году подходу к созданию принципиально нового класса материалов [1,2], такие сплавы были названы высокоэнтропийными (ВЭС). В зависимости от выбранной системы легирования матричной фазой ВЭС может быть простой твердый раствор, но может быть сформирована и более сложная структура, состоящая из смеси фаз разной природы (упорядоченных, интерметаллидных).

В работе дается обзор литературных данных и собственных результатов, касающихся критериев формирования того или иного типа структур в ВЭСах. Обосновываются принципы классификации ВЭС. Рассматриваются механические свойства сплавов с разными типами структур и системами легирования. Приводятся результаты исследований, что такие материалы могут обладать рядом специфических механических свойств: повышенными характеристиками прочности, в том числе и при высоких температурах, твердости, износостойкости, а сплавы некоторых композиций пластичности. При этом определенные композиции могут быть коррозионно-стойкими. Показано влияние термомеханической обработки на структуру и механические свойства сплавов. Установлены возможности значительного повышения прочности, снижения температуры хрупко-вязкого перехода, улучшения сверхпластичности сплавов за счет измельчения структуры в ходе термомеханической обработки.

Список литературы

1. J.-W. Yeh et. al., Adv. Eng. Mater. (2004) 6 (8) 299-303.
2. Yong Zhang, Ting Ting Zuo, Zhi Tang, Michael C. Gao, Karin A. Dahmen, Peter K. Liaw, Zhao Ping Lu., Prog. in Mat.Sci. 61 (2014) 1–93

КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Клевцов Г.В. *, Валиев Р.З. **, Клевцова Н.А. ***, Ганеев А.В. **, Караваева М.В. **

* Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти

** Институт физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа

*** Оренбургский государственный университет, г. Оренбург

Известно, что объемные наноструктурированные металлические материалы обладают высокой твердостью и прочностью при растяжении. Однако, по мере того, как данные материалы в качестве конструкционных и функциональных материалов будут все шире применяться на практике, такие свойства, как ударная вязкость, трещиностойкость, усталостная прочность и коррозионная стойкость будут становиться все более значимыми.

Целью настоящей работы является исследование конструктивной прочности, механизмов разрушения и коррозионной стойкости наноструктурированных металлических материалов с различным типом кристаллической решетки.

В качестве материала с ОЦК решеткой была выбрана углеродистая сталь 10 (0,11% С); в качестве материала с ГПУ решеткой – титан Grade 4; в качестве материалов с ГЦК решеткой – алюминиевый сплав АК4-1 и аустенитная сталь AISI 321. Субмикроструктурное состояние материалов было получено путем равноканального углового прессования (РКУП).

Механические испытания материалов включали: испытание на твердость (НВ), одноосное растяжение цилиндрических образцов, статическую трещиностойкость (K_{IC}), ударную вязкость (KCV) и коррозионную стойкость. Микрорельеф изломов исследовали с использованием микроскопа SIGMA фирмы «ZEISS».

Полученные результаты позволяют сделать следующие выводы:

1. РКУП, за счет формирования субмикроструктурной структуры, повышает твердость и прочностные характеристики материалов в 1,3–2,5 раза по сравнению с исходным состоянием, однако снижает пластические свойства. При этом трещиностойкость наноструктурированных материалов: стали 10 и сплава АК4-1 в условиях плоской деформации (K_{IC}) и стали AISI321 в условиях плоского напряженного состояния (K_c), изменяется незначительно и неоднозначно.

2. Тип кристаллической решетки оказывает существенное влияние на температурную зависимость ударной вязкости и механизм разрушения наноструктурированных материалов. Так наноструктурирование сужает интервал вязко-хрупкого перехода в материале с ОЦК решеткой (сталь 10) и температурный интервал интенсивного изменения ударной вязкости в материале с ГПУ решеткой (Grade 4). В материале с ГЦК решеткой (сплав АК4-1) ударная вязкость после РКУП практически не изменяется в широком интервале температур.

3. РКУП повышает предел усталости материалов, однако неоднозначно влияет на кинетику усталостного разрушения (скорость распространения усталостной трещины и коэффициенты в уравнении Пэриса).

4. Наноструктурирование повышает коррозионную стойкость образцов из стали 10 с покрытием в 2 раза по сравнению с исходным состоянием стали с покрытием.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 14-08-00301).

МЕХАНИЗМ КОНТРОЛИРУЕМОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Забелин С.Ф.

*Забайкальский государственный университет, г. Чита, Россия,
metal@zabspu.ru*

Решение проблемы достижения лучшего сочетания свойств прочности и пластичности аморфных металлических материалов (АММ) возможно, если структурное строение таких материалов перевести из аморфного в нанокристаллическое состояние. Традиционно такой переход АММ осуществляется в режиме изотермического отжига при температуре выше температуры кристаллизации. Однако эта технология не позволяет обеспечить полную стабилизацию наноструктуры и свойств материала. Следовательно, вопрос температурно-временной стабильности аморфно-нанокристаллического состояния и физико-механических свойств таких сплавов является актуальным.

Для решения данной проблемы предложена новая технология контролируемой нанокристаллизации АММ в режиме термоциклического воздействия (ТЦВ) на материал. Проведены исследования по деформации и пластичности АММ при нанокристаллизации, по кинетике процесса нанокристаллизации АММ в изотермическом и термоциклическом режимах и по оценке химического состава и изменений строения аморфных металлических сплавов 10НСП и 71 КНСП. Установлено, что оптимальный режим ТЦВ обеспечивает стабильное наноструктурированное состояние и оптимальное сочетание свойств прочности и пластичности. Стабилизацию структурного состояния материала при ТЦВ обеспечивает температурно-скоростной режим нагрева и охлаждения в термоцикле, уравнивающий процессы генерации и релаксации внутренних напряжений. Оптимальной температурой нанокристаллизации АММ является та, когда для режима ТЦВ в структуре наблюдается формирование (более 50%) мелкодисперсных образований кристаллов (нанофаз) с размерами наномасштабного диапазона (определяли методами высокоразрешающей растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроанализаторе марки VEGA – TESCAN с помощью программы INCA с комментариями количественных результатов и рентгеноструктурными методами).

По результатам исследований можно сделать следующие выводы:

1. Характер изменения пластичности АММ при изотермическом отжиге носит двухступенчатый характер для всех температурно-временных режимов отжига, а при ТЦВ носит монотонный характер и режим воздействия эффективен, если максимальная температура цикла не превышает температуры кристаллизации.
2. Установлено, что нанокристаллизация аморфного сплава начинается при достижении фазы стеклования (размягчения) и заканчивается когда максимальная температура цикла не превышает температуры кристаллизации.
3. В процессе нанокристаллизации АММ наблюдается иерархия структурных образований (выделений) нанофаз. В зависимости от стадии (цикла) ТЦВ и химического состава АММ в его структуре внутри матричного объема обнаруживаются многочисленные образования нанофаз. Образующиеся фазы проходят стадии кластеризации (ионов, атомов, молекул), обособления, роста и огрубления частиц, возможно также изменения состава, растворения одних фаз и возникновения более устойчивых фаз другого состава, переход к кластерно-кристаллографической структуре.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Забелин С.Ф., Зеленский В.А.

*Забайкальский государственный университет, г. Чита, Россия, metal@zabspu.ru
Институт металлургии и материаловедения РАН, г. Москва,
zelensky55@bk.ru*

Оценка высокотемпературной пластичности и прочности проведена на испытательной машине ТМ-М ("Инстрон"), позволяющей осуществлять испытания образцов в широком диапазоне температур, нагрузок и скоростей деформации [1]. Деформацию образцов начинали с температуры, ограничивающей воздействие структурной релаксации на пластичность. Дилатометрический анализ аморфных сплавов проводили на установке по методике [1], а определение температуры стеклования T_g и кристаллизации T_k аморфных сплавов АММ проводили методом дифференциального термического анализа (ДТА) и их значения устанавливали по положению начала и конца эндотермических реакций на термограммах ДТА. Измерения проводили на дифференциальных термовесах модели "TGD- 1500RH", которые позволяют проводить микро-ДТА для незначительного количества материала.

Анализ зависимостей пластичности δ и предела текучести σ от температуры (T) и скорости деформации ($\dot{\epsilon}$) для сплава 71КНСР показал, что при постоянной скорости деформации по мере приближения к $T_{\text{опт}}$ пластичность возрастает сначала плавно, а затем – резко и достигает максимума при $T = T_{\text{опт}}$, затем пластичность материала резко падает. Зависимость δ при постоянной температуре от скорости деформации также немонотонна. При $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ материал обладает наивысшей пластичностью. Предел текучести при постоянной $\dot{\epsilon}$ по мере приближения к $T_{\text{опт}}$ уменьшается, достигает минимума при $T = T_{\text{опт}}$, а затем увеличивается. С ростом скорости деформации при постоянной температуре предел текучести возрастает немонотонно: вблизи $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ наблюдается сильная зависимость $\sigma - (\dot{\epsilon})$. $T_{\text{опт}}$ и $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ для сплава 71КНСР соответственно равны 836 К и $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Термограмма ДТА сплава имеет хорошо выраженные эндотермический пик и кристаллизационный экзотермический пик. Наличие первого свидетельствует о том, что началу процесса кристаллизации сплава предшествует процесс стеклования (в интервале 800–842 К). Сопоставление данных показало, что резкое увеличение пластичности наблюдается в интервале стеклования, а максимумы зависимостей $\delta(T)$ (минимумы $\sigma(T)$) приходятся на $T \sim 0,95T_k$. При $T > T_k$ происходит резкое снижение пластичности, обусловленное интенсивным процессом кристаллизации.

По результатам исследований установлено, что если нанокристаллизация аморфного сплава не начинается раньше достижения фазы стеклования, которая фиксируется ДТА или дилатометрическим измерением, то в температурной области этой фазы материал проявляет сверхпластическое поведение. В любом случае, интенсивная кристаллизация является лимитирующим пластичность фактором, а ее начало вызывает сильное деформационное упрочнение и разрушение материала.

1. Забелин С.Ф., Зеленский В.А. Особенности кинетики нанокристаллизации аморфных металлических материалов при нестационарных режимах термического воздействия // Ученые записки ЗабГГПУ. 2012, № 3 (44). С. 62-72.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Даниленко Н.И.¹, Подрезов Ю.Н.¹, Фирстов С.А.¹, Шейкин С.Е.²

¹*Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина,*

²*Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, Киев, Украина*

nick@ipms.kiev.ua

Общеизвестны успехи, достигнутые в нано материаловедении, благодаря развитию деформационных технологий интенсивной пластической деформации. При реализации схемы простого сдвига в материале создается наноструктура с сохранением макро размеров изделия в трех направлениях. Недостатком этой схемы является невозможность жесткого закрепления образца торцевыми захватами. Для преодоления этого недостатка разработаны схемы равно-канального углового прессования и винтовой экструзии. Эти схемы, несомненно, прогрессивны, но они сложны для использования в массовом производстве и практически не применимы для обработки высокопрочных материалов.

При поверхностной интенсивной пластической деформации проблема закрепления образца отсутствует, поскольку роль одного захвата выполняет сам образец, а второго – деформирующий инструмент. Прикладываемое к изделию усилие достаточно для реализации условий простого сдвига в самых высокопрочных структурных состояниях. Простота реализации схем поверхностного деформирования и возможность достижения высоких механических свойств делает данное научное направление чрезвычайно перспективным как с научной, так и с практической точки зрения.

В докладе на примере двух основных схем интенсивной пластической деформации: осесимметричного деформационного протягивания и накатки демонстрируются широкие возможности управления структурой и свойствами при вариации технологическими параметрами деформирования. Особое внимание уделяется проблеме структурообразования и связи структурных параметров с механическими характеристиками материалов. Дискутируется вопрос о существовании минимального предельного размера структурных элементов. В этой связи анализируется роль сил трения решетки и возможность их увеличения за счет полезных примесей. Показано, что при правильной реализации этой концепции размер структурных элементов можно уменьшить до 20 нм с одновременным многократным повышением прочности.

Большое внимание уделяется использованию комплексных схем деформирования. В отличие от равноканального прессования и винтовой экструзии, где изменение условий сдвига реализуется последовательно в разных проходах, при поверхностном деформировании два канала сдвига задействованы одновременно. Структурные исследования и анализ механического поведения свидетельствует о несомненном преимуществе схем комплексного деформирования.

В заключительной части доклада приведены примеры практического использования схем поверхностной интенсивной пластической деформации. Отмечается, что наряду с традиционными технологическими приемами упрочнения трубных изделий симметричным протягиванием и накаткой плоских и цилиндрических поверхностей все больше внимание уделяется сложно-профильным изделиям, штифтовым, шпоночным и другим типам соединений. Приводятся примеры реализации схем поверхностного упрочнения в инструментальной промышленности, в авиации, на транспорте и медицине.

ПРИМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОМЕТРИИ В ИЗУЧЕНИИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ТИТАНЕ ПОСЛЕ СОЧЕТАНИЯ ОБРАБОТОК ДАВЛЕНИЕМ

Камышанченко Н.В.¹, Никулин И.С.¹, Неклюдов И.М.², Волчок О.И.²

¹Белгородский государственный университет, г.Белгород, Россия,

kamysh@bsu.edu.ru

²ИНЦ ХФТИ, г.Харьков, Украина,

volchok@kipt.kharkov.ua

Формирование субмелкодисперсной структуры деформационным путём реализуется при интенсивных пластических деформациях (ИПД), когда моды пластичности носят коллективный характер. Это достигается путём использования специальных способов обработки давлением, обеспечивающих условия сложнапряженного состояния (например, винтовая экструзия, равноканальное угловое прессование и др.).

Представляется целесообразным [1] осуществлять ИПД, применяя последовательное сочетание стандартных (традиционных) приёмов обработки давлением в различных температурных условиях, включая криогенные.

В работе приводятся данные по изменению микротвёрдости титана (чистота 99,9%) по ходу деформаций, обеспечивающих различные эпюры напряжений (осадка, выдавливание, многократное волочение при 77 и 300К). Предложен методический приём контроля «деформационного перемешивания» по данным измерения микротвёрдости по сечению обрабатываемой заготовки. Это определило характер реологии течения материала и, соответственно, эволюцию структуры на участках поверхности заготовки и в её сердцевине. Установлено, что наблюдаемый провал микротвёрдости в центре сечения заготовки после волочения при комнатной температуре с ростом деформации ε_f периодически нивелируется, а различия не превышают 10%. Для случая же волочения в криогенных условиях провал H_μ наблюдается после всех степеней деформации, а его величина находится в пределах (10–50)%. Показано, что при низких температурах имеет место усиление роли напряжений растяжения во внешних слоях проволочных заготовок.

Применение микротвёрдометрии позволяет выявить специфику реологии течения материала по ходу деформации, которая, по-видимому, является дополнительным фактором в деформационном измельчении субзерен в титане и, соответственно, достижении высокого уровня упрочнения [2,3].

Список литературы

1. О.И.Волчок, В.В.Калиновский, И.М.Неклюдов, В.С.Оковит, В.И.Соколенко, П.А.Хаймович, Н.А.Черняк, Л.А.Чиркина. Вопросы атомной науки и техники. Сер : вакуум, чистые металлы, сверхпроводники (17), 2008,с.108-114.
2. М.А.Тихоновский, И.Ф.Кисляк, О.И.Волчок, Т.Ю. Рудычева, В.Г.Яровой, А.В.Кузьмин, Н.В.Камышанченко, И.С.Никулин. Физика и техника высоких давлений, 2008, т.18, №4, с.96-99.
3. R.V.Kutniy,O.I.Volchok,I.F.Kislyak,V.F.Tikhonovsky,G.E.Storozhilov. Mat.-wiss.und Werkstofftech, 2011,42 ,#2,s.114-117.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ X18H10T, УПРОЧНЕННОЙ НАНООКСИДАМИ

Воеводин В.Н., Великодний А.Н., Тихоновский М.А., Брык В.В.,
Кальченко А. С., Старостенко С.В., Колодий И.В.,
Оковит В.С., Бовда А.М., Онищенко Л.В.

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
НАН Украины
velikodny@kipt.kharkov.ua*

Аустенитные стали находят применение в атомной энергетике для изготовления внутрикорпусных устройств и оболочек (чехлов) ТВЭЛов быстрых реакторов. В сравнении с ферритно-мартенситными сталями они имеют более высокую жаропрочность, но существенно уступают им в радиационной стойкости. Решение проблемы улучшения радиационной стойкости аустенитных сталей при одновременном повышении жаропрочности возможно путем создания в них наноструктурного состояния, характеризующегося наличием большого количества наноразмерных частиц, равномерно распределенных в матрице. Такими наночастицами могут быть термодинамически стабильные оксиды. Стали такого типа принято называть дисперсно упрочненными оксидами (ДУО) сталями. Важно исследовать связь между структурой и свойствами таких сталей.

В качестве исходной аустенитной стали использовали сталь 08X18H10T, а в качестве исходного оксида – нанопорошок соединения $Y_{0,8}Zr_{0,2}O_x$; средний размер порошковых частиц составлял 17 нм. Методом спиннингования были получены чешуйки исходной стали, которые смешивали с 0,5 мас.% нанопорошка оксида и подвергали механическому легированию в высокоскоростной планетарной шаровой мельнице. Полученный порошок прессовали при комнатной температуре в заготовку в форме параллелепипеда, которую спекали в вакууме при температуре 1200°C. Затем заготовку прокатывали с промежуточными отжигами в ленту 0,2 мм и подвергали термообработке. Структуру исследовали методами рентгеновского анализа, растровой и просвечивающей микроскопии. Установлено, что в ленте реализуется аустенитная фаза со средним размером зерен 1,5 мкм. Оксидные частицы достаточно равномерно распределены в матрице, их средний размер составлял около 10 нм, а плотность превышала 10^{14} см^{-3} .

Механические свойства ленты определяли при испытаниях на растяжение при температурах 20 и 700 °C. Результаты испытаний ДУО стали в сравнении с лентой исходной стали, полученной по аналогичным режимам, приведены ниже.

Сталь	Механические свойства при разных температурах					
	$\sigma_{0,2}$, МПа		σ_B , МПа		δ , %	
	20°C	700°C	20°C	700°C	20°C	700°C
Исходная	279	115	650	283	55,0	19,7
ДУО	510	370	799	415	40,5	12,0

Как видно, наибольший выигрыш в прочностных характеристиках имеет место при испытаниях в области высоких температур, где предел текучести у ДУО стали в три раза выше, чем у исходной. При этом, хотя пластичность ДУО стали ниже, однако она вполне приемлема как с точки зрения технологичности при получении, так и с точки зрения последующей эксплуатации в реакторах.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ ЦИРКОНИЯ

Колодий И.В., Великодный А.Н., Тихоновский М.А.

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

Благодаря уникальным физико-механическим свойствам, цирконий и сплавы на его основе находят широкое применение в реакторостроении, промышленности и медицине. В последнее время активно исследуются возможности улучшения свойств этих материалов путем создания субмикроструктурной и нанокристаллической структур. Перспективным методом формирования таких структур в массивных (объемных) материалах является интенсивная пластическая деформация (ИПД). Существуют разнообразные способы ИПД, каждый из которых имеет свою специфику как в плане методической реализации, так и в плане достижения в материале определенного размера структурных элементов и определенной текстуры. Указанные параметры, в свою очередь, в решающей степени определяют физико-механические свойства материалов. Целью работы было изучить влияние разных видов ИПД на эволюцию текстуры и субструктурные параметры чистого циркония.

Для исследований использовался йодидный цирконий после двойного электронно-лучевого переплава. Исследовали три серии образцов, полученных комбинацией различных методов ИПД. Серия Zr«0» получалась предварительной осадкой слитка с Ø40 на Ø50 + выдавливание с Ø50 на Ø27 + выдавливание на Ø10 мм + отжиг при $T = 580^{\circ}\text{C}$ 3 часа. Серия Zr«01» получалась аналогично первой, но без отжига после заключительного выдавливания. Образцы серии Zr«02» после тепловой деформации осадкой и выдавливанием подвергались 2,5 циклам «осадки-выдавливания» (О-В) на холоду. После этого образцы первых двух серий деформировали волочением. Исследование текстуры и субструктурных характеристик (размер ОКР $\langle L \rangle$ и уровень микронапряжений $\langle \varepsilon \rangle$) циркония было проведено методами рентгеноструктурного анализа.

В результате проведенных исследований установлено, что выдавливание при $T = 550^{\circ}\text{C}$ приводит к сильной текстуре [10.0] исходного прутка (Zr«01»). Последующая деформация волочением приводит к увеличению уровня микронапряжений и монотонному уменьшению размера ОКР (при истинной деформации $\varepsilon = 2,4$ параметры $\langle L \rangle = 72,8$ нм и $\langle \varepsilon \rangle = 3,21 \cdot 10^{-3}$). При этом происходит усиление исходной текстуры деформации. Отжиг при $T = 580^{\circ}\text{C}$ приводит к рекристаллизации (пруток Zr«0»); при этом формируется микроструктура с размером зерна ~ 10 мкм и текстурой отжига [11.0]. Деформация волочением такого образца приводит к увеличению уровня микронапряжений и уменьшению размера ОКР (при $\varepsilon = 2,77$ $\langle L \rangle = 94,5$ нм и $\langle \varepsilon \rangle = 3,65 \cdot 10^{-3}$). При этом происходит трансформация текстуры отжига [11.0] в аксиальную текстуру деформации. Операция «О-В» на холоде приводит к формированию слабо текстурированного состояния (пруток Zr«02»).. Для формирования при этом виде деформации структуры с таким же размером ОКР, как у образцов Zr«01», полученных волочением, требуются значительно большие степени истинной деформации ($\langle L \rangle = 76$ нм и $\langle \varepsilon \rangle = 3,01 \cdot 10^{-3}$ при $\varepsilon = 11$).

ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПЕРЕМЕННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Соколенко В.И. , Карась В.И. , Мац А.В.

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

Ферромагнитные конструкционные материалы широко применяются в атомной энергетике, машиностроении и других отраслях промышленности. В условиях эксплуатации в конструкционных материалах и сварных соединениях происходит изменение структурно-фазового состава и полей внутренних напряжений, что приводит к деградации свойств и ограничению срока службы узлов и изделий. Применение отжигов и вибрационных нагрузок как методов целенаправленного изменения спектра дефектов и характера напряженно-деформированного состояния не всегда является оправданным как с точки зрения эффективности, так и энергозатрат, особенно для крупногабаритных изделий.

Для магнитоупорядоченных материалов характерна взаимосвязь решеточной и магнитной подсистем, что приводит к изменению динамики дислокаций, проявляющемуся в магнитопластическом эффекте [1]. Магнитное воздействие оказывает влияние и на «стационарные» дефектные структуры, возникающие в результате облучения, деформации, термических нагрузок и др., что отражается в существенном снижении деформационного и радиационного упрочнения [2]. В последнее время значительное внимание также уделяется вопросу понимания механизмов влияния на реальные кристаллические тела возбуждений электронной подсистемы [3].

В докладе представлены результаты проведенных в течение последних лет в ННЦ ХФТИ и других научных центрах исследований изменений свойств и структурного состояния ряда сталей и сплавов, подвергнутых большим пластическим деформациям и облучению, а также сварных соединений, вследствие воздействия знакопеременных и импульсных магнитных полей.

Обсуждаются возможные механизмы воздействия нестационарных магнитных полей на радиационные и деформационные дефекты кристаллической решетки. Отмечается избирательный характер воздействия – микрообъемы с высокой плотностью дефектов, межфазные границы, концентраторы внутренних напряжений.

Оценки частотных зависимостей глубины проникновения переменного магнитного поля свидетельствуют о возможности применения магнитной обработки для крупногабаритных изделий.

Список литературы

1. И.М.Неклюдов, Я.Д.Стародубов, В.И.Соколенко. Влияние магнитных полей на сопротивление пластической деформации кристаллических тел // УФЖ, 2005, т.50, №8А, с.А113-А121.
2. І.М.Неклюдов, В.М. Ажажа, В.І. Соколенко та ін. Спосіб магнітної обробки виробів з магнитоупорядкованих металевих сплавів // Патент №94178. Зареєстр. в Держ. реєстрі патентів України на винаходи 11.04.2011.
3. В.Е. Захаров, В.И. Карась. Неравновесные колмогоровского типа распределения частиц и их приложения // УФН, 2013, т.183, №1, с.55-85.

ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

Варюхин¹ В.Н., Бейгельзимер¹ Я.Е., Глезер² А.М., Прокофьева¹ О.В.,
Гусар¹ Ю.В., Прилепо¹ Д.В.

¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина*

²*Институт металловедения и физики металлов имени Г.В. Курдюмова,
Москва, Россия
prokofok@mail.ru*

В последние 20 лет убедительно показано, что путем создания специальной структуры на наноуровне можно получать материалы с принципиально новыми физико-механическими характеристиками. Еще более захватывающие перспективы открывает направленное формирование их архитектуры на нескольких взаимосвязанных масштабных уровнях.

В докладе сообщается о создании материалов с новыми свойствами путем перестройки структуры металлов и сплавов в твердой фазе. Такую возможность открывает пластическая деформация под давлением, в частности, методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Давление при этом является фактором, повышающим пластичность указанных объектов и препятствующим их разрушению, а также позволяющим формировать прочное соединение элементов композиций.

Все процессы ИПД периодически возвращают заготовку к первоначальной форме, то есть, в конечном счете, представляют собой циклическую деформацию. Структура, которую они формируют, во многом определяется амплитудой деформации. Управляя величиной накопленной деформации и ее амплитудой можно создавать новые функциональные и конструкционные материалы с мультимасштабной структурой.

В настоящее время, одним из наиболее распространенных методов ИПД является винтовая экструзия (ВЭ). Этот процесс предложен в ДонФТИ им. А.А.Галкина НАН Украины в 1999 г. При ВЭ образец продавливают через матрицу с каналом постоянного поперечного сечения, который состоит из двух участков с цилиндрической поверхностью, разделенных участком винтовой формы. В работе показано, что с целью создания новых материалов методом ВЭ можно формировать металлические полуфабрикаты с заданным распределением параметров микроструктуры по сечению. В зависимости от параметров канала матрицы и числа проходов, это могут быть образцы как с однородной по всему сечению субмикроструктурной структурой, так и с микроструктурной структурой в приосевой зоне образца и субмикроструктурной во внешних его слоях.

Получаемая градиентная структура повышает деформацию до образования шейки при растяжении δ_u , тогда как малая величина этого параметра является известной проблемой, характерной для субмикроструктурных материалов, получаемых методами ИПД. Однако для многих приложений важно обеспечить большие значения этого показателя. Приведенные доводы проиллюстрированы в работе на примере технически чистой меди и медицинского титанового сплава Grade 4.

ВОЗМОЖНОСТИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ СО СДВИГОМ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ С ГЦК РЕШЕТКОЙ

Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н., Ткаченко В.М., Максакова А.А.

*ДонФТИ НАНУ, г. Донецк, Украина,
pashinska@mail.ru*

Научные центры США, Германии, России, Украины занимают ведущие позиции в мире по разработке и исследованиям структурной модификации перспективных и функциональных конструкционных материалов. Уделяется значительное внимание проблеме получения материалов с измененным соотношением прочность–пластичность методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Развиваются новые методы ИПД, такие как винтовая экструзия, равноканально угловое прессование, ковка и др. Однако до сих пор не решена проблема получения материалов с новыми свойствами в массовых количествах для применения в промышленности.

В Дон ФТИ НАНУ развит новый деформационный метод (прокатка со сдвигом) для получения материалов с измененным соотношением прочностных и пластических свойств и регулируемой долей наноструктуры [1–2]. Метод представляет собой усовершенствованную стандартную технологию прокатки, в которой за счет дополнительного перетекания металла в поперечном направлении (относительно оси прокатки) создаются дополнительные сдвиговые напряжения.

Целью данной работы является исследование эффектов структурной модификации металлов с ГЦК решеткой после холодной прокатки со сдвигом; изучение физико-механических свойств материалов при варьировании схемы и степени деформации; установление закономерностей формирования структурно - модифицированного состояния в металлах и сплавах с применением прокатки со сдвигом, по сравнению с традиционной схемой.

Развитый метод прокатки со сдвигом в калибрах с гребенчатой поверхностью для полосы позволяет создать условия интенсивной деформации в обрабатываемой полосе. Прокатка для получения полосы выполнялась по четырем режимам: на гладких валках, на валках с продольными гребнями, на валках с поперечными гребнями и комбинированной прокаткой со сдвигом (сочетание продольных и поперечных гребней).

Метод обеспечивает формирование структурного состояния с регулируемой долей наноструктуры. Показано, что прокатка со сдвигом приводит к росту прочности на 30% одновременно с ростом пластических свойств на 15%, в сравнении со стандартной технологией.

Список литературы

1. Pashinska E., Varyukhin V., Myshlaev M., Zavdoveev A. Formation of Structure and Properties of Low-Carbon Steel Under Rolling with Shear and Cold Drawing / Adv. Eng. Mater. 2013, V.15.-PP. 203-213.
2. Pashinska E., Varyukhin V., Dobatkin S., Zavdoveev A.V. Mechanisms of structure formation in low-carbon steel at warm twist extrusion / Emerging Materials Research. – 2013. - Volume 2, issue EMR3. – PP. 121-126.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Пушин В.Г.

*Институт физики металлов, Уральское отделение Российской Академии науки,
Екатеринбург, Россия,
pushin@imp.uran.ru*

Представлен обзор работ по созданию и исследованию сплавов в основном цветных металлов с памятью формы различного конструкционного и функционального назначения и технологий их получения. Рассмотрены классификация сплавов, природа и механизмы формирования предпереходных явлений и собственно термоупругих мартенситных превращений (ТМП), их особенности при изменении температуры, приложении давления, магнитного поля, деформации. Обсуждается влияние легирования, внешних термических и термомеханических обработок (ТО и ТМО), наноструктурных состояний на последующие структурные и фазовые превращения и эффекты памяти формы (ЭПФ) в наиболее перспективных сплавах на основе цветных металлов.

Анализируются принципы и технологические подходы создания различных высокопрочных и в том числе наноструктурных состояний в сплавах с ЭПФ. Обнаружено, что к эффективным способам их получения относятся методы мегапластической деформации (МПД) или быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с ТО и ТМО. Показано, что если у большинства наноматериалов высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность при комнатной температуре (менее 10% относительного удлинения), то сплавы никелида титана среди всех сплавов с ЭПФ проявляют наибольшую необычно высокую способность к деформированию и, что особенно важно, высокое равномерное удлинение и сужение (до 80%) при растяжении, а также вязкость при разрушении и износостойкость.

Чрезвычайно полезным в фундаментальном аспекте изучения экстремальных внешних воздействий оказалось использование МПД кручением под высоким давлением. Установлено, что МПД, как и БЗР, может обеспечить предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации метастабильных сплавов на основе никелида титана. Важно, что при этом их аморфная матрица содержит в большом количестве нанобласти размером в несколько нанометров с сильно искаженной, атомно-разупорядоченной, но близкой к В2-решетке атомно-кристаллической структурой, которые становятся центрами последующей нанокристаллизации В2-фазы уже при низкотемпературном отпуске. Такие сплавы отличаются рекордными значениями пределов прочности, текучести, реактивного напряжения при удовлетворительной пластичности (15–20%), сохраняют высокую термостабильность структуры и свойств, температурные, деформационные и силовые параметры ЭПФ. Необходимо отметить существенную роль не только наноразмерного эффекта, но и барьерного эффекта, обусловленного гетерогенным выделением дисперсных частиц избыточных фаз и контролирующего формирование наноструктур. В ряде важных применений сплавы никелида титана необходимы в виде прутков, полос, проволоки, ленты различных типоразмеров. Поэтому были разработаны сочетанные способы МПД, обеспечивающие их высокопрочное наноструктурное состояние.

Работа частично поддержана грантами РФФИ №14-02-00379, программы Президиума РАН №12-П-2-1060 и УрО РАН 12-2-2-005.

ПРОЧНОСТЬ И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Столяров В.В.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия,
vlstol@mail.ru

Методы ОМД с введением тока большой плотности во многих случаях решают задачу повышения деформируемости материала за счет теплового эффекта. Цель настоящей работы заключалась в исследовании деформационного поведения при прокатке с импульсным током, а также термостабильности на примере алюминиевых сплавов (АД33, Д16).

Прокатку проводили в вальцах, оборудованных генератором импульсного тока, при комнатной температуре со скоростью 4 м/мин в пошаговом режиме при регулируемом обжати по толщине.

Для обоих сплавов существуют интервалы значений плотности тока, в которых деформируемость резко снижается. Показано, что при всех режимах тока сплав Д16 в процессе прокатки упрочняется до 550–600 МПа за счет измельчения структуры и старения. Термостабильность сплава, характеризуемая пределом прочности при растяжении, после отжига при 250°C в течение 400 ч составляет $\sigma_b > 280$ МПа.

Обсуждаются причины и особенности деформационного поведения при прокатке с током. Аномальное деформационное поведение с повышением плотности тока гетерогенных алюминиевых сплавов объясняется природой сплавов и структурными превращениями при воздействии тока. Показано, что в результате частичной динамической рекристаллизации под действием больших плотностей тока в сплаве формируются упрочняющие сплав полосы с наноструктурой.

Аномальное упрочнение при прокатке с током может быть обусловлено и процессами старения, если тепловой эффект тока не превышает температуры сольвус. Таким образом, в гетерогенных стареющих алюминиевых сплавах аномальная зависимость деформационной способности и упрочнения являются следствием структурно-фазовых превращений, вызванных тепловым эффектом.

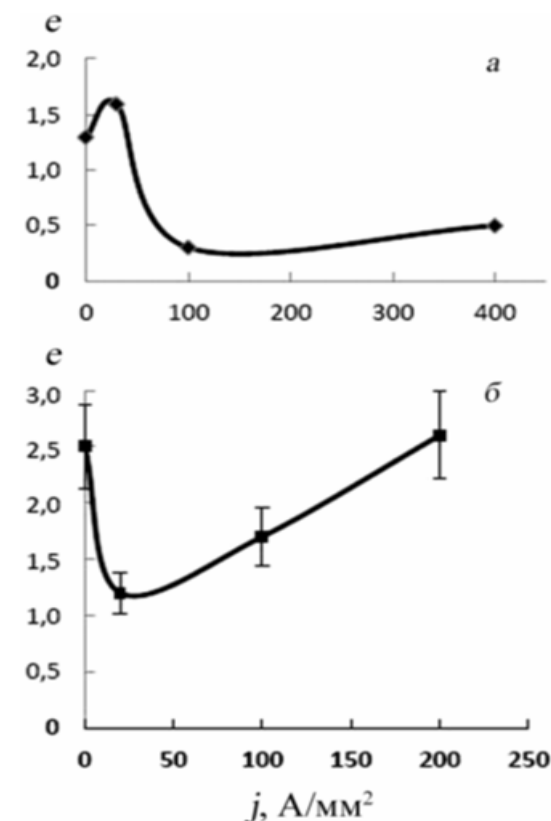


Рис. 1. Влияние плотности тока на деформируемость сплавов: АД33(а); Д16 (б); длительность импульсов $0,8 \cdot 10^{-4}$ с.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 13-08-12222ОФИ_м

КОНЦЕПЦИЯ ОСНОВНОГО ЛОКАЛЬНО-СИЛЬНОНЕРАВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ИПД

Метлов Л. С.

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина,
Донецкий национальный университет, Донецк, Украина
lsmet@fti.dn.ua*

Производство структурных дефектов в металлах при обработке их методами интенсивной пластической деформации (ИПД) является сильнонеравновесным процессом. Плотность дефектов увеличивается на порядки, поэтому описание этих явлений нельзя осуществить в рамках концепции локально-равновесных состояний, широко используемой в теории самоорганизации [1]. Проблема заключается в том, что основное термодинамическое соотношение Гиббса в случае сильнонеравновесных процессов представляет собой неравенство, которое точно ограничивает широкую область возможных состояний, но не указывает на возможную реализацию конкретных состояний. В рамках теории неравновесной эволюционной термодинамики посредством явного учета основных каналов диссипации энергии, связанных с производством структурных дефектов, предложено обобщение соотношения Гиббса в форме равенства (тождество) [2,3]

$$d u = \sigma_{ij} d \varepsilon_{ij}^e + T ds + \tilde{T} d\tilde{s} + \varphi dh, \quad (1)$$

где u – плотность внутренней энергии; $\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}^e$ – тензор напряжений и упругих деформаций, T, s – равновесная температура и плотность энтропии; $\tilde{T}, \tilde{s}$ – неравновесная температура и энтропия; φ, h – средняя энергия дефекта и плотность дефектов.

Параллельно с сильнонеравновесными процессами в твердом теле, например, генерацией структурных дефектов, могут протекать и слабонеравновесные процессы такие, например, как вязкое движение структурных дефектов. Эффект возрастания энтропии за счет этих слабонеравновесных процессов можно доучесть уже исходя из принципов основного локального сильнонеравновесного состояния (ОЛСНС), описываемого уравнением (1). В этом случае аналогично тому, как это делается в случае локально-равновесных состояний его необходимо разрешить относительно энтропии.

$$ds = \frac{1}{T} du - \frac{\sigma_{ij}}{T} d\varepsilon_{ij}^e - \frac{\tilde{T}}{T} d\tilde{s} - \frac{\varphi}{T} dh \quad (2)$$

и выражение для производства энтропии можно обобщить в виде

$$\sigma = \frac{ds}{dt} = \frac{1}{T} \frac{du}{dt} - \frac{\sigma_{ij}}{T} \frac{d\varepsilon_{ij}^e}{dt} - \frac{\tilde{T}}{T} \frac{d\tilde{s}}{dt} - \frac{\varphi}{T} \frac{dh}{dt}, \quad (3)$$

Предлагаемая концепция позволяет перенести всю технику, разработанную для слабонеравновесных процессов в рамках концепции локально-равновесных состояний, и принципы самоорганизации, на случай сильнонеравновесных систем и процессов, и в том числе на случай обработки металлов методами ИПД.

1. Гленсдорф П., Пригожин И. Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуаций. – М.: Мир, 1973. – 280 с.
2. Метлов Л. С. Металлофизика и новейшие технологии. – Т. 29, № 3. – С. 335 (2007).
3. Metlov L. S. Phys. Rev. E. V. – 81. – P. 051121(9) (2010)

БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УРОВНЯХ ВСЕСТОРОННЕГО СЖАТИЯ

Хаймович П.А., Шульгин Н.А.

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

Одним из факторов, влияющих на скорость роста плотности дефектов при пластическом деформировании металлов, является температура, при которой это деформирование проводится. Чем ниже температура деформирования, тем меньше термическая активация процессов релаксации в процессе деформирования, тем более высокую плотность дефектов можно ожидать. Но формирующаяся структура, определяющая получаемые в итоге физико-механические свойства, в большой мере зависит от вида осуществляемой деформации и условий, в которых она реализуется. Так, большие растягивающие напряжения, неминуемо присутствующие при волочении, приводят к повышенной плотности вакансий, а реология прохождения металла сквозь фильеру такова, что высока неоднородность свойств в поперечном сечении получаемого объекта. При прокатке можно получить более высокую однородность свойств по сечению получаемого продукта, особенно, если осуществлять ее в ручьевых вальцах. Пониженную концентрацию вакансий, но при ощутимой неоднородности свойств в поперечном сечении дает выдавливание металла через матрицу. Существует, однако, вид деформирования, которому не присущи перечисленные недостатки. Это гидроэкструзия, выдавливание металла посредством промежуточной среды, то есть деформирование его в условиях всестороннего сжатия при минимальном уровне растягивающих напряжений. Если же такое выдавливание осуществлять при криогенных температурах, то есть реализовать барокриодеформирование (БКД) [1], оказывается возможным получать в металле такие структурные состояния, которые другими способами не реализуемы.

Общим случаем БКД является такая схема приложений усилий, когда к выходящему из фильеры экструдату прилагается противодействие заданной величины, что, в силу подавления процессов трещинообразования, позволяет расширить круг материалов, допускающих такую обработку [2]. Оказалось, однако, что изменение уровня сил всестороннего сжатия, прикладываемых к материалу перед началом его деформирования, может существенно влиять на приобретаемые металлом свойства. Рассматриваются примеры деформирования металлов по такой схеме и предложения по оптимизации процесса БКД металлов в условиях приложения противодействия.

Список литературы

1. Хаймович П.А. Барокриодеформирование металлических материалов. Материалы V Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций». (12 - 14 марта 2008 г), Оренбург, Т.1, С.33-40 (2008).
2. П.А.Хаймович От гидроэкструзии к барокриодеформированию. ФТВД, 2013, т.23, №1, с.56–67.

ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ И ЕГО ИЗМЕНЕНИЯ, СТИМУЛИРОВАННЫЕ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Коршак В.Ф., Шаповалов Ю.А., Матейченко П.В., Ткаченко Н.В.,
Поставничий И.В.

Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Украина

Vera.F.Korshak@univer.kharkov.ua

В докладе обобщены результаты систематического исследования особенностей фазового состояния эвтектических сплавов Sn–38вес.%Pb и Bi–43вес.%Sn, проявляющих эффект сверхпластичности в широком интервале температур. Исследованы литое, предварительно деформированное путем сжатия на гидравлическом прессе и состаренное состояния. Изучены изменения структурно-фазового состояния сплавов в условиях ползучести при комнатной температуре при оптимальном для проявления эффекта сверхпластичности внешнем напряжении σ . Эксперименты проведены с использованием методов растровой электронной микроскопии и электронно-зондового микроанализа с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6390LV с приставкой для EDS-анализа INCA-350. С использованием метода дифференциального термического анализа выполнены исследования влияния внешнего сжимающего напряжения, которое прикладывается к образцам в процессе их нагрева до предэвтектической температуры, на удельную теплоту плавления сплавов. Изучены изменения фазового состояния, происходящие в условиях нагрева и плавления образцов с целью установления причин, обуславливающих зависимость удельной теплоты плавления от уровня напряжений.

Показано, что объемное соотношение α - и β -фаз в образцах при реализуемых в эксперименте условиях кристаллизации соответствует закаленному жидкофазному состоянию сплавов. Сформировавшееся при кристаллизации фазовое состояние является метастабильным. Предварительная деформация путем сжатия стимулирует переход сплавов в равновесное состояние, однако даже после достаточно продолжительного естественного старения это состояние не достигается. В качестве возможной причины метастабильности фазового состояния рассматривается наличие внутренних упругих напряжений сжатия. При закалке высокотемпературного состояния сплавов такие напряжения могут возникать в случае, если распад пересыщенных твердых растворов на основе компонентов сплава сопровождается различным относительным изменением удельных объемов этих растворов и формирующихся вместо них смесей фаз, соответствующих состоянию равновесия. В сплаве Bi–43вес.%Sn к возникновению внутренних упругих сжимающих напряжений может также приводить увеличение удельного объема висмута при его переходе из жидкого в твердое состояние.

Обсуждается роль неравновесности фазового состояния и внутренних упругих напряжений в процессах, которые могут обусловить существенное уменьшение модуля Юнга сплавов в условиях сверхпластического течения, что установлено в эксперименте. Приводятся экспериментальные данные, обнаруживающие обогащение поверхностных слоев образцов одним из компонентов сплава в процессе старения и уменьшение концентрации этого компонента в указанных слоях в процессе сверхпластической деформации. Обсуждаются возможные причины наблюдающегося эффекта.

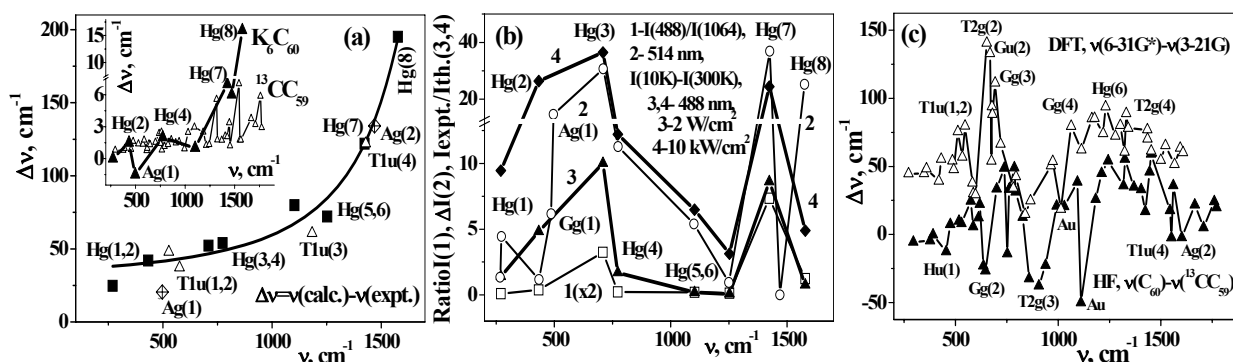
РЕЗОНАНСНАЯ КОЛЕБАТЕЛЬНО-ЭЛЕКТРОННАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ФУЛЛЕРЕНОВ C_{60} : РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ

Корниенко Н.Е.

Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина
nikkorn@univ.kiev.ua

На примере фуллеренов C_{60} развиваются новые нелинейно-квантовые представления о свойствах многочастичных связанных систем. Нелинейно-квантовое естествознания (НКЕ) имеет важное значение для современного материаловедения, химии и биологии. Ключевое значение для НКЕ играют нелинейные резонансные взаимодействия колебательных мод (НРВКМ), эффективность которых аномально возрастает в результате сильного колебательно-электронного связывания (КЭС). Закономерности НКЕ устанавливаются нами на основе данных спектроскопии, теории НРВ волн и квантово-химических расчетов (КХР).

Согласно данным рис.1а, разности рассчитываемых и наблюдаемых частот $\Delta\nu$ активных колебаний C_{60} типа Hg(k), T1u(j) и Ag(1,2) резко возрастают с ростом частоты ν . Аналогичные закономерности наблюдаются и для разностей экспериментальных частот C_{60} и изотопной молекулы $^{13}C^{12}C_{60}$, а также композита K_6C_{60} (см. вставку). Это ясно указывает на существенное изменение электронных состояний и реальность КЭС. Рис.1б демонстрирует важность последовательности колебательных резонансов и НРВКМ для изменения интенсивностей колебательных полос. Отношение интенсивностей полос типа Hg(k) в спектрах КР при резонансном (488 нм) и нерезонансном (1064 нм) возбуждении $I(488)/I(1064)$ имеет максимумы для колебаний Hg(3) и Hg(7) (кривая 1). Такие же максимумы наблюдаются и для разностей интенсивностей полос КР $\Delta I = I(10K) - I(300K)$ (кривая 2), а также отношение наблюдаемых и расчетных интенсивностей полос Hg(k) $I(calc.)/I(th.)$ (кривые 3,4). Максимумы для Hg(3,7) связаны с цепочкой колебательных резонансов $Hg(1) + Hg(2) = Hg(3)$, $Hg(1) + Ag(1) = Hg(4)$, $2Hg(3) = Hg(7)$ и др.



Колебательно-резонансная неустойчивость (КРН) молекул C_{60} связана с высокой чувствительностью электронных и колебательных состояний к небольшим возмущениям высокосимметричной структуры C_{60} . Это проявляется в малых искажениях молекулы и расщеплении вырожденных колебаний, а также аномально больших изменениях частот колебаний. Результаты КХР для $^{13}C^{12}C_{60}$ иллюстрируются нижней кривой на рис.1с. Еще большие изменения частот колебаний получены при КХР C_{60} на основе метода функционала плотности (DFT) с использованием различных базисов (см. верхнюю кривую). Здесь также проявляются максимумы в области колебаний Hg(3,7), что указывает на неслучайность этих вариаций.

ВНУТРЕННЕЕ САМОСЖАТИЕ В ЛУКООБРАЗНЫХ УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУРАХ И ОБРАЗОВАНИЕ НАНОАЛМАЗОВ

Корниенко Н.Е.¹⁾, Рудь А.Д.²⁾

¹⁾ Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко,

²⁾ Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, Киев, Украина,
nikkorn@univ.kiev.ua

Лукообразный углерод (ЛОУ) впервые был обнаружен при облучении пучком электронов сажи и графитовых структур в электронном микроскопе. Фуллереноподобный ЛОУ получается при дуговом разряде между угольными электродами, погруженными в воду, из графита при воздействии высокого давления и сдвиговой деформации, а также отжиге нанодiamondов при 1400-1900⁰С [1]. В больших луковичках (30–50 оболочек) расстояние между внешними графито-фуллереновыми оболочками ~0,35 нм, а для центральной области оно уменьшается до 0,22 нм, что указывает на существование громадного внутреннего самосжатия [1,2]. Нами проведены исследования спектров комбинационного рассеяния (КР) ЛОУ, полученного путем электрических разрядов в жидких и газообразных углеводородах (C₆H₆, C₆H₁₂, C₁₂H₂₆) [3], возбуждение $\lambda_L = 514,5$; 325 и 532 нм.

Изучена структура основных G и D полос, а также их обертонов, что показано на рис.1. Установлено, что низкочастотные компоненты G_k и D_k основных G и D полос (см. вставку на рис.1) связаны с колебательными состояниями на границе зоны Бриллюэна. Наличие D_k (или T) полосы ~1200 см⁻¹, соответствующей ТО моде алмазной структуры, а также наблюдение обертона $2D_k$ указывает на образование внутренних нанодiamondов (НА). Наличие НА размером до 5 нм с графито-образной оболочкой подтверждается данными электронной микроскопии.

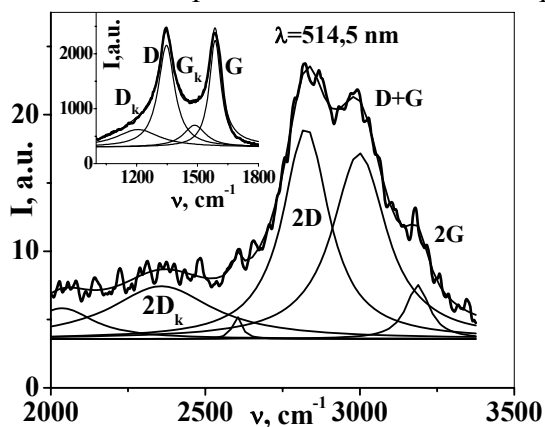


Рис.1. Структура полос КР лукообразного углерода первого и второго порядка

С ростом НА отрицательный ангармонизм D моды $\Delta\nu = \nu(2D) - 2\nu(D) < 0$ сменяется положительной величиной $\Delta\nu > 0$, что связано с усилением химических связей в возбужденных колебательно-электронных состояниях. По росту частоты D полосы при фиксированных значениях λ_L , согласно барическому коэффициенту сдвига полосы алмаза $\nu_{D0} = 1332$ см⁻¹ ~0,29 см⁻¹/кбар, определена величина внутреннего давления ~550 кбар. Аналогично, для графитовых оболочек спектральные компоненты с частотами $\nu(G) > \nu_{G0} = 1582$ см⁻¹ относятся к сжатым состояниям, а $\nu(G) < \nu_{G0}$ – к растянутым из-

за превращения ЛОУ в НА. Наблюдение двух частотных компонент D полосы на начальных этапах образования НА связано с существованием твердого и квазижидкого состояний НА. Природа наблюдаемых явлений связана с резонансным взаимодействием графито- и алмазоподобных колебательных мод, их нелинейно-волновым взаимодействием и сильным колебательно-электронным взаимодействием.

1. V. D.Blank, V.N.Denisov, A.N Kiricheko, et al. *Nanotechnology* 18, 345601, 2007.
2. Anke Krueger, *Carbon Materials and Nanotechnology*, Weinheim, 2010.
3. А.Д.Рудь, Н.И.Кускова, и др., Известия РАН, сер.физич., т.75, № 11, с.1526, 2011.

НЕЛИНЕЙНО-КВАНТОВАЯ ПРИРОДА УПРУГИХ МОДУЛЕЙ, ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Корниенко Н.Е.

Киевский национальный университет им.Тараса Шевченко, Киев, Украина,
nikkorn@univ.kiev.ua

В настоящем докладе сделана попытка объединения пока далеких областей фундаментальной физики и материаловедения. Это делается на основе развитой нелинейно-волновой концепции фазовых переходов (ФП) [1], а также обнаруженных нами явлений сильного колебательно-электронного взаимодействия [2], колебательной неустойчивости конденсированных сред (КС) и их нелинейного сжатия [3]. Для КС в отличие от атомов и молекул характерно появление качественно новых закономерностей, связанных с коллективно-волновыми свойствами их колебательных и электронных возбуждений. Пространственное накопление нелинейно-волновых взаимодействий приводит к качественно новым закономерностям, не имеющим линейных аналогов. Такими явлениями являются все ФП, растворение, повышения прочности сплавов по сравнению с чистыми металлами и др. феномены материаловедения. Существенно, что формально линейные модули Юнга E и сдвига G , вводимые как коэффициенты пропорциональности между нормальным или касательным напряжением и относительным удлинением или сдвигом (например, $\Delta L/L = EF/S$), по сути имеют нелинейно-квантовую природу.

На рис.1а,б показаны зависимости модулей E и G , а также прочности на разрыв $\sigma_{\max}$ и пределов текучести $\sigma_{0,2}$ (остаточная деформация после снятия нагрузки 0,2%) для металлов 5-го периода от числа валентных электронов n_e . Здесь же проведено сравнение рассматриваемых характеристик с фактором устойчивости КС. Количественной мерой устойчивости КС может быть отношение Q/A теплоты плавления в расчете на один атом Q , к работе выхода электрона из вещества A [3].

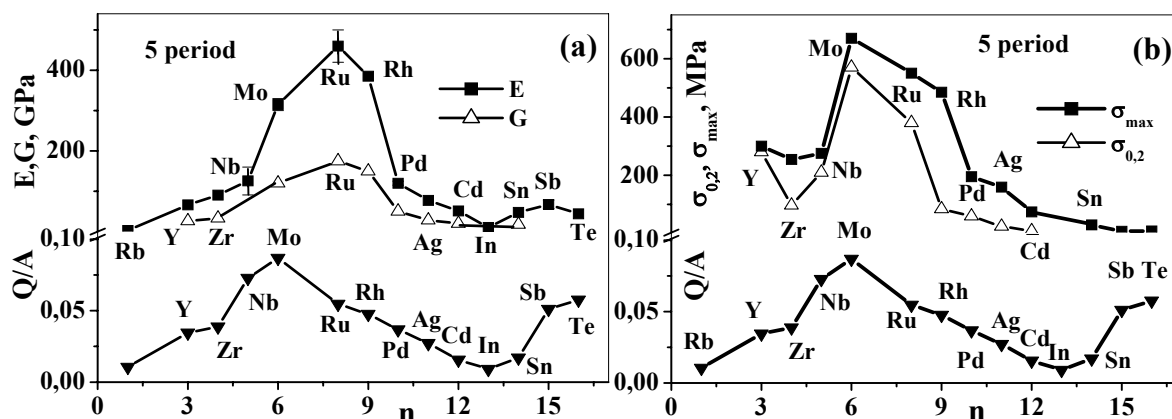


Рис.1. Зависимости модулей E и G (а) и пределов прочности $\sigma_{\max}$ и текучести $\sigma_{0,2}$ (б) от количества валентных электронов n_e для металлов 5 периода.

При $Q/A \approx 1 \div 10\%$ колебания с небольшой энергией приводят к трансформации электронных состояний с большими энергиями. Видно несомненное подобие всех рассматриваемых зависимостей. Обнаружен резонансный рост как величин E и G , $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{\max}$, так и Q/A для электронных состояний $nd^3(n+1)s^2$, $nd^5(n+1)s$, $nd^7(n+1)s$ и близких к ним. Сдвиг максимумов E , G и Q/A связан с тем, что в области плавления проявляются более высокие степени колебательной нелинейности (генерация более высоких обертонов $m\nu_{\max}$), чем в области линейных обратимых деформаций.

В области пластических деформаций и разрыва реализуются более высокие стадии развития нелинейности и максимумы на рис.1б практически совпадают, что подтверждает развиваемую концепцию.

1. Корниенко Н.Е., Вестник Киевского универ., сер.физ.-мат.н., 2004, №4, с.466.
2. Kornienko N.E., Kulish N.P., et al., Optics and Spectroscopy, 2010,109, №5, 742.
3. Корниенко Н.Е. и др.Вестник Тамбовского университета, 2010, т.15, вып.3, 953.

МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ И ВОДОРОДНОЙ КОРРОЗИИ СТАЛЬНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЫ

Назаров В. В.

*Научно-исследовательский институт механики Московского государственного
университета имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия*
inmec130@mail.ru

В топливно-энергетической области техники при получении пара высокого давления, необходимого для вращения паровых турбин, планируется использовать установку синтеза воды. В качестве корпуса реактора предполагается использовать толсто-стенный цилиндр. По причине химического взаимодействия водорода с карбидами железа ожидается ухудшение термомеханических прочностных характеристик углеродистой стали, что неудовлетворительно отразится на эксплуатационном ресурсе установки. Для защиты от негативного воздействия водорода в сталь добавляют карбидообразующие элементы. Несмотря на то, что способ легирования оказывается достаточно эффективным в предупреждении обезуглероживания стали, при изготовлении крупногабаритного оборудования легированные стали остаются недостаточно технологичными и их применение на практике остается ограниченным. Поэтому в качестве конструкционного материала приемлемым решением остается использование углеродистой стали.

При определении напряжений рассматривается физико-химическое воздействие водорода на термомеханические характеристики изотермической ползучести стальной цилиндрической трубы. При отсутствии осевого перемещения полостное давление молекулярного водорода приводит к плоскому раздуванию поперечного сечения, при этом на внешнюю границу цилиндрической трубы оказывается действие атмосферного давления.

Предложены уравнения физико-химического воздействия продуктов химической реакции диффундирующего водорода и карбидов железа на термомеханические характеристики ползучести стальной цилиндрической трубы. Проведено обобщение методики расчета напряжений при учете пористого давления газообразных веществ в материале конструкции.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-08-00528.

КРИТЕРИЙ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ

Назаров В. В.

*Научно-исследовательский институт механики Московского государственного
университета имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия*

inmec130@mail.ru

Получены экспериментальные данные длительной прочности медных трубчатых образцов, испытанных в условиях постоянства во времени растягивающей силы и ее комбинации с крутящим моментом в стационарном поле температуры 264 °С. Рассмотрено сложное напряженное состояние, в котором нормальное и касательное напряжения вносят одинаковый вклад в максимальное касательное напряжение.

Дополнительно к собственным результатам использовались экспериментальные данные других ученых. Результаты таких испытаний были получены на разных металлических материалах при различных температурах. Также цилиндрические образцы подвергались, либо только растяжению, либо только кручению или испытывались в комбинации растяжения и кручения.

При описании времени t_{**} в момент разрыва рассмотрены два вида составного эквивалентного напряжения $\sigma_e = [\tau_{\max} + \beta \sigma_{\max}]$, которое задается в зависимости от величины β в диапазоне значений $0 \leq \beta \leq 1$

$$\sigma_e = \begin{cases} \sigma_{e1} : \beta = \text{const} \\ \sigma_{e2} : \beta(\tau_{\max}) = \left[\frac{\tau_{\max} - \tau_c}{\tau_b - \tau_c} \right] \end{cases}$$

где $\tau_{\max}$ и $\sigma_{\max}$ – максимальное касательное и максимальное нормальное напряжения, τ_c – предел ползучести, τ_b – предел прочности при кручении. В отличие от составного эквивалентного напряжения Лебедева – Писаренко, в котором t_{**} определяется, главным образом, $\sigma_{\max}$. В данной работе, t_{**} определяется главным образом $\tau_{\max}$ и определенным образом зависит от $\sigma_{\max}$.

Приводится сравнение погрешностей расхождения теоретических и опытных значений t_{**} , как для составных, так и базовых характеристик сложного напряженного состояния. Анализ расчетных данных подтверждает целесообразность использования зависимости $t_{**}(\tau_{\max}, \sigma_{\max})$ (исключение $\beta = 0$ составляют только собственные опытные данные, в которых компоненты тензора напряжений задавались пропорционально максимальному касательному напряжению $\tau_{\max}$). Дальнейшее исследование расчетных данных показало, что критерию длительной прочности в подавляющем большинстве случаев соответствует σ_{e1} . Таким образом, составное эквивалентное напряжение σ_e определяется постоянным параметром β и принимается за критерий длительной прочности цилиндрических образцов, нагруженных в комбинации осевой силы и крутящего момента.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-08-00570.

ПРИРОДА ЗЕРНОГРАНИЧНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В.

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

Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Проведены экспериментальные исследования закономерностей возникновения и развития трещин в поликристаллических фольгах алюминия толщиной 150 мкм в процессе пластического деформирования в условиях одноосного растяжения. Средний размер зерен в образцах менялся от 0,5 до 15 мм. Необходимый размер зерен достигался выбором режима термо-механической обработки, включающую в себя предварительную деформацию до 5 % и рекристаллизационный отжиг в течение пяти часов при температуре 600°C. В кристаллических образцах для всех границ зерен проводилась их полная аттестация.

Показано, что разрушение образцов, содержащих границы близкие к специальным, всегда происходит транскристаллитно. Причина такого характера разрушения – вторичное скольжение или возникновение хорошо развитой ротационной структуры. Уменьшение среднего размера зерен приводит к появлению в поликристаллических образцах границ зерен общего типа и уменьшению вероятности транскристаллитного разрушения таких образцов. В мелкозернистых образцах, содержащих только границы общего типа, возникновение и развитие трещин происходит только в границах зерен.

Естественно, что объяснение природы зернограничного разрушения таких образцов следует искать в микродефектной структуре границ зерен, возникающих, при термомеханической обработке или пластическом деформировании.

Известно, что возникновение и развитие микродефектной структуры приводит к разуплотнению, которое локализуется в приповерхностном слое. При интегральном способе определения величины разуплотнения максимальная чувствительность должна быть в образцах с большим отношением свободной поверхности образца к его объему, и в этой связи наиболее эффективные будут исследования в образцах – фольгах.

Определение плотности поликристаллических образцов алюминия, средний размер которых менялся от 0,5 до 15 мм, показало, что минимальная плотность имеет место для мелкозернистых образцов, содержащих границы зерен только общего типа. Целью определения локализации разуплотнения в мелкокристаллических образцах алюминия было проведено их утонение с помощью химической полировки. Толщина снимаемого слоя составляла 10–15 мкм. Изначально и после снятия очередного слоя обе поверхности образца рассматривались с помощью металлографического микроскопа. При достижении толщины образцов ≈ 20 мкм в области границ зерен были обнаружены поры, происхождение которых, по-видимому, связано с вышеуказанной термомеханической обработкой. Определение плотности деформированных образцов и проведение микроскопических исследований поверхности образцов после их утонения показали, что при пластическом деформировании происходит разуплотнение образцов, число пор в границах зерен возрастает. В области отдельных пор обнаружены зародыши трещин.

Таким образом, причиной зернограничного разрушения мелкозернистых образцов является зернограничные поры, возникающие в процессе получения образцов при их рекристаллизации или в процессе пластического деформирования.

СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Скворцова Н.П.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

skvortsova49@mail.ru

Явление высокотемпературной суперлокализации пластической деформации впервые обнаружено на неметаллических кристаллах [1] в ИК РАН. Это явление заключается в деформационном расслоении кристаллов при температурах выше $0.5T_m$ (T_m – температура плавления) и образовании укрупненных “грубых” полос скольжения с уникальными свойствами внутри практически недеформированной матрицы. Величина сдвиговой деформации в полосах локализованного сдвига (ПЛС) достигает $\sim 10^3$ – $10^4\%$ в ионных [1–3] и $\sim 10^2\%$ в ионно-ковалентных кристаллах [4,5] при общей средней деформации образца менее 10%. Недавно обнаружены проявления неоднородности пластического течения в ковалентных кристаллах α - TeO_2 , ориентированных вдоль направлений [110] и [221], при температуре $T > 900$ К [6,7]. Сдвиги указанных величин ориентированы вдоль наиболее активных систем скольжения в этих кристаллах. Это обстоятельство свидетельствует о том, что механизм потери устойчивости и локализации деформации основан на автокаталитическом характере взаимодействия между процессами сильно коррелированного движения больших групп дислокаций и генерации неравновесных точечных дефектов (вакансий).

При достижении критических условий реализации сдвиговой неустойчивости (ϵ_{cr} , σ_{cr}) происходит переход к новому упорядоченному во времени и пространстве динамическому состоянию – самосогласованному пластическому течению в ПЛС. Этот переход сопровождается “катастрофическим” разупрочнением материала и резким увеличением предельной пластической деформации до разрушения, измельчением микроструктуры в ПЛС и огрублением полос скольжения, а также изменением характера разрушения деформированных образцов от хрупкого к вязкому. Обнаружено явление прерывистой текучести – периодические спады (скачки) деформирующего напряжения на деформационных кривых. Установлена надежная корреляция между периодическими спадами деформирующего напряжения и числом микрополос сдвига. Интерпретация эффекта основывается на представлениях о самоорганизации дефектной микроструктуры в зонах интенсивного течения материала.

Список литературы

1. Бережкова Г.В., Скворцова Н.П., Перстнев П.П., Регель В.Р. // ФТТ. 1984. Т. 26. № 4. С. 1074-1079.
2. Скворцова Н.П. // Материаловедение. 1999. № 4. С. 10-14.
3. Скворцова Н.П. // Кристаллография. 2002. Т. 47. № 4. С. 697-701.
4. Скворцова Н.П. // ФТТ. 2006. Т. 48. № 1. С. 70-73.
5. Скворцова Н.П., Кривандина Е.А., Каримов Д.Н. // ФТТ. 2008. Т. 50. № 4. С. 639-643.
6. Скворцова Н.П., Ломонов В.А., Виноградов А.В. // Кристаллография. 2011. Т. 56. №1. С. 72-76.
7. Скворцова Н.П. // Вестник ТГУ. Серия: Естественные и технические науки. 2013. Т. 18. №4. С. 1652-1654.

О ВОЗМОЖНОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ ПРЕДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ И ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В НАНОМАТЕРИАЛАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Подрезов Ю.Н., Даниленко Н.И.

*Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина,
podrezov@ipms.kiev.ua*

Использование схем интенсивной пластической деформации позволило выйти на новый уровень механических свойств в материалах этого класса. Дальнейшее развитие этого научного направления предполагает создание материалов, сочетающих в себе предельную прочность и высокую пластичность. Структурная инженерия материалов этого класса требует четкого понимания законов структурообразования и развития физических представлений о структурной чувствительности механических свойств в области наноразмерной. Обращается внимание на особенности структурообразования деформированных наноматериалов, которые могут ограничивать ожидаемые механические характеристики.

Одним из таких ограничений является существование минимального размера структурного элемента. В работе обсуждаются физические причины этого явления и рассматриваются возможные пути преодоления этого ограничения. Намечены два основных направления. Первое – увеличение силы трения решетки, которая препятствует «разбеганию» дислокаций, формирующих нанозерно. Приводятся результаты экспериментов, где сила трения повышается либо благодаря существованию полезных примесей, взаимодействующих с дислокациями, либо за счет понижения температуры (в связи с увеличением барьеров Пайерлса). В обоих случаях удастся существенно уменьшить размер структурных элементов от 100–200 нм при стандартных условиях до 40–20 нм. Второе направление предполагает создание слоистых деформированных структур, состоящих из двух разнородных структурных элементов. Таким способом, создаются высокопрочные деформированные патентированные стали и слоистые нанокompозиты, получаемые многократной прокаткой пакетов лент, состоящих из двух не взаимодействующих металлов. В обоих случаях удастся диспергировать структурные элементы до толщины 10 нм. Обсуждаются законы структурообразования у этого класса материалов и обсуждаются физические причины формирования столь дисперсной структуры. Во всех рассмотренных случаях диспергирование структуры приводит к значительному повышению прочности и твердости, приближая полученные значения к предельно достижимым (так называемая теоретическая прочность)

Не менее важным аспектом физики прочности наноматериалов является возможность реализации макроскопической пластичности. Традиционные представления физики прочности об уменьшении равномерной деформации при уменьшении размера зерна в последние годы вошли в противоречие с экспериментально наблюдаемыми эффектами повышения пластичности в некоторых наноматериалах деформационной природы. В работе предлагается объяснение этого эффекта на основе физических представлений законов формирования шейки о связи кривой упрочнения с условиями локализации пластической деформации. Показано, что в материалах с наноструктурой такой эффект не только возможен, но и вполне реален из-за смены закона деформационного упрочнения от параболического к линейному. В работе обсуждаются причины, которые способствуют повышению пластичности и рассматриваются факторы, препятствующие такому повышению.

ПРОЧНОСТЬ МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ КАВИТАЦИИ

Маринин В.Г.

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

Исследованы структура, твердость кавитационная и абразивная стойкости (прочности) сталей 15X1M1Ф, 25X1MФ, 15X11MФ применяемых в энергетическом машиностроении для изготовления оборудования пароводяного тракта. Прочность (стойкость к разрушению) измеряли на установке с ультразвуковой кавитацией [1]. Сигнал от генератора УЗ-колебаний подается на магнитострикционный преобразователь, который механически соединен с концентратором экспоненциального профиля. Под торцевой поверхностью концентратора, расположенного в сосуде с водой, формируется зона с развитой кавитацией. В этой зоне на расстоянии 0,55 мм от торцевой поверхности концентратора устанавливали образцы исследуемых сталей. Амплитуда колебаний торцевой поверхности концентратора составляет 30 ± 2 мкм, а частота – 20 кГц. Эрозию образцов измеряли гравиметрическим методом. Точность измерения весовых потерь $\pm 0,015$ мг. По экспериментальным данным строили кинетические кривые разрушения материала образцов. Определяли среднюю скорость разрушения покрытий делением весовых потерь на величину времени экспозиции образца в условиях воздействия кавитации с последующим пересчетом на глубину разрушения (h).

Отношение значения средней скорости разрушения на квазилинейном участке кинетической кривой к скорости разрушения эталона определяет значение прочности стали при кавитационном воздействии. Данные по изменению средней глубины разрушения ($h_{\text{ср.}}$, мкм) с увеличением времени воздействия кавитации (τ) приведены в таблице.

τ , кс сталь	1,8	3,6	7,2	9,0	10,8	12,6	14,4		
20	1,5	3	10	15	20	26 при амплитуде УЗ-20 мкм			
15X1M1Ф	2,5	8	16	20	25	29	32,5		
25X1MФ	0,25	2,5	5,7	9	12,5	16	18,7		
25X1M1Ф	-	0,9	2,4	3,5	5	6,9	8,9		

Данные таблицы иллюстрируют увеличение кавитационной стойкости при росте содержания в легирующих элементов. Так, стойкость стали 25X1M1Ф выше стойкости стали 25X1MФ в 1,6, а стали 15X1M1Ф в 1,87 раза. С увеличением содержания хрома величина эрозии уменьшается. Для тех же значений времени кавитационного воздействия, что приведены в таблице величина глубины разрушения для стали 15X11MФ принимает значения 0,1; 0,3; 1,2; 1,7; 2,6; 3,7; 4,8, соответственно. При этом стойкость больше в 1,9 раза по сравнению со сталью 25X1M1Ф и практически в 3 раза выше стойкости 25X1MФ. Эти данные показывают, что сталь, имеющая мартенситную структуру, обладает более высокой стойкостью по сравнению с перлитными сталями. Азотирование исследованных сталей повышает в 2-3 раза их стойкость к воздействию кавитации.

1. Коваленко В.И. Оборудование для исследования эрозии покрытий при микроударном воздействии [Текст] / Коваленко В.И., Маринин В.Г. // ВАНТ ФРП-1998-5 (71). – С. 83-85.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ УСТАЛОСТИ НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Бакай А.С., Бакай С.А., Лазарева М.Б., Горбатенко В.М., Щерецкий А.А.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт»

г. Харьков, Украина

serg.bakai@kipt.kharkov.ua

Проведено исследование механизмов высокочастотной усталости объемного металлического стекла на цилиндрических образцах $(\text{Zr}_{55}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5\text{Cu}_{30})_{99}\text{Y}_1$ и ленты $\text{Zr}_{64}\text{Cu}_{16}\text{Ni}_{10}\text{Al}_{9,5}\text{Nb}_{0,5}$ с целью выявления характера структурных изменений, происходящих под действием колебательных нагрузок.

При исследовании высокочастотной усталости цилиндрических образцов сплава $(\text{Zr}_{55}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5\text{Cu}_{30})_{99}\text{Y}_1$ впервые обнаружена новая мода усталостного разрушения при переходе от стесненной деформации сжатие-сжатие в нестесненную. При стесненной деформации усталостное разрушение наступает вследствие зарождения, распространения, слияния и разветвления полос сдвига в объеме и приповерхностных слоях образца. При этом разветвленная катастрофическая трещина ориентирована под небольшими углами к оси образца. При переходе к нестесненной деформации (когда радиальная деформация образца не подавляется силами трения, возникающие на контакте с сжимающим штоком) усталостное разрушение наступает в результате зарождения и распространения катастрофической трещины с торца образца. Трещина распространяется в направлении оси образца и имеет характер хрупкого раскола.

При исследовании механизмов влияния высокочастотных колебательных нагрузок на ленту $\text{Zr}_{64}\text{Cu}_{16}\text{Ni}_{10}\text{Al}_{9,5}\text{Nb}_{0,5}$ методами анализа и сопоставления эволюции электросопротивления, а также упругих модулей и затухания механических колебаний (внутреннее трение) и калориметрических характеристик методами DMA и DSC выявлено наличие двух типов структурных изменений, происходящих в образцах под действием статических и высокочастотных нагрузок. Одним из них является топологическое и композиционное упорядочение близкого порядка, которое приводит к увеличению модуля Юнга и границы разрушения. Этот тип структурных изменений преобладает на начальных стадиях (до 500 сек.) испытаний. Вторым типом структурных изменений является накопление структурных дефектов, скорее всего, ограниченных полос сдвига, которые на краях лент порождают трещины и частичное разрушение ленты. При этом модуль Юнга приходит к значениям, которые являются ниже значений модуля Юнга исходного образца, а теплота кристаллизации превосходит значение теплоты кристаллизации исходного образца. Эффект дефектообразования увеличивается с ростом средней нагрузки сжатия на ленту.

Выявленные изменения термофизических и механических характеристик под действием высокочастотных колебаний по своему характеру отличаются от изменений этих характеристик под действием отжига образцов проведенного на 100 К ниже температуры кристаллизации. При отжиге также наблюдается увеличение модуля Юнга и предела прочности и микротвердости, но теплота кристаллизации испытывает менее значительные изменения. Это различие поведения термофизических и механических характеристик при отжиге и под действием высокочастотных нагрузок объясняется тем, что в первом случае происходит лишь частичная кристаллизация и топологическое и/или композиционное упорядочение близкого порядка, а во втором случае - имеет место образования структурных дефектов и их накопления.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Василенко Р.Л.¹, Воеводин В.Н.¹, Горбань В.Ф.², Грицына В.И.¹, Дудник С.Ф.¹, Кошевой К.И.¹, Опалев О.А.¹, Решетняк Е.Н.¹, Стрельницкий В.Е.¹

¹Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
г. Харьков, Украина;

strelnitskij@kipt.kharkov.ua

²Институт проблем материаловедения, г. Киев, Украина.

Синтез наноструктурных алмазных покрытий проводился в тлеющем разряде постоянного тока, стабилизированном поперечным магнитным полем [1]. Концентрация азота в газовой фазе при синтезе алмазных покрытий изменялась от 0 до 38%, концентрация аргона и метана были неизменны и составляли, соответственно, 60% и 2,1%, остальное – водород. Структура покрытий исследовалась с использованием растровой электронной микроскопии и методов рентгеноструктурного анализа. Электропроводность покрытий определялась с использованием двух электродной схемы в направлении нормали к поверхности покрытия. Механические характеристики покрытий – твердость H , нормированная твердость H/E^* , где E^* – приведенный модуль упругости, определялись с использованием метода автоматического индентирования [2].

Исследование показали, что для наноструктурных алмазных покрытий, синтезированных при концентрации азота в диапазоне 6% – 25%, величина нормированной твердости H/E^* изменялась от 0,126 до 0,179 и коррелировала с изменениями величины ОКР (от 23 нм до 16 нм), что согласуется с закономерностью изменения предела упругости от размера структурной составляющей материала (уравнение Холла–Петча). Величина твердости для покрытий со значением H/E^* 0,178–0,179, т.е. близкому к максимально возможному значению для материалов [2], составляла 64 ГПа.

Для группы покрытий, синтезированных при концентрации азота 32% и 38%, также имела корреляция между значениями ОКР и величиной H/E^* , однако по абсолютным значениям твердости и модуля упругости эти покрытия заметно отличались от покрытий, синтезированных при меньших концентрациях азота. Электронно-микроскопические исследования упомянутых групп покрытий показали, что они имеют разную структуру, с чем, по-видимому, и связаны отличия их механических характеристик. Измерение удельного сопротивления покрытий, полученных при концентрации азота в газовой фазе 32% и 38%, показало, что оно имеет величину $5,7 \times 10^3$ Ом×см и $1,7 \times 10^3$ Ом×см, соответственно. Это примерно на один порядок по величине меньше сопротивления покрытий, полученных при концентрации азота в газовой фазе 6–25 %.

Таким образом, проведенные исследования алмазных покрытий показали, что в зависимости от концентрации азота в газовой фазе во время их синтеза происходит формирование наноструктурных алмазных покрытий с различным комплексом физико-механических характеристик.

1. В.И. Грицына, С.Ф. Дудник, К.И. Кошевой, О.А. Опалев, Е.Н. Решетняк, В.Е. Стрельницкий. // Физическая инженерия поверхности. 2013. т. 11, № 4, С. 338-344.
2. С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Э.П. Пешковский, Н.А. Мамека. // Материаловедение. 2007, №11, С. 26-31

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ АЗОТИРОВАНИЯ В ПЛАЗМЕ ДУГОВОГО РАЗРЯДА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Андреев А.А., Соболев О.В., Столбовой В.А., Князев С.А., Пинчук Н.В.

*Национальный научный центр «ХФТИ»;
НТУ «ХПИ», каф. «Материаловедение», г. Харьков, Украина
arktica51@qip.ru, soova@ukr.net*

Конструкционные аустенитные стали типа 12Х18Н10Т широко применяются в машиностроении, пищевой и химической промышленности. Это обусловлено такими важными свойствами, как их повышенная пластичность, тепло- и кислотостойкость [1]. Однако стали этого класса обладают низкой износостойкостью. Более того, существенно повысить износостойкость традиционными методами невозможно. Низкое содержание углерода не обеспечивает высокую закаляемость, а высокое содержание легирующих элементов замедляет диффузионные процессы при химико-термической обработке. В связи с этим, существует необходимость разработки технологий и режимов получения упрочненных слоев в плазме дугового разряда. В качестве технологии получения износостойких покрытий на данном классе сталей хорошо подходит процесс азотирования, поскольку известны возможности получения нитридных фаз легирующих элементов с повышенной микротвердостью [2].

Получение азотированных слоев проводилось в плазме дугового разряда с варьированием параметров осаждения, включая импульсную стимуляцию на модернизированной установке «Булат-6» [4]. Структурные исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3М. Микроструктура выявлялась металлографически, на поперечных шлифах с травлением. В качестве критерия механических свойств в работе проведено исследование твердости. Твердость исследовалась, как в рабочей плоскости азотирования покрытия, так и пошагово с поверхности в объем на боковых шлифах.

Исследования показали, что глубина образования нитридных фаз при азотировании достигает 15 мкм при общей глубине модифицированного слоя с повышенной твердостью под действием плазменной обработки достигающей 120 мкм. При этом микротвердость слоя нитридов изменяется от 18,9 ГПа вблизи поверхности до 11-12 ГПа на границе слоя, уменьшаясь в приграничной области до 6 ГПа и затем плавно снижаясь до значений, характерных для основного металла на глубине превышающей 100 мкм. Для выравнивания твердости по глубине материала после плазменного азотирования в работе использовался отжиг.

Послойный рентгендифракционный анализ фазово-структурного состояния позволил установить, что увеличение микротвердости выше 10 ГПа обусловлено формированием нитридных фаз на основе хрома и железа. Кроме того под действием плазменной обработки структурные изменения проявляются в виде уменьшения среднего размера зерен.

1. Б. Н. Арзамасов и др. Конструкционные материалы. Справочник., М.: «Машиностроение», 1990. – 688 с.
2. К. Н. Рамазанов, Р. К. Вафин. «Разработка способа ионного азотирования инструментальной стали X12 в скрещенных электрических и магнитных полях». Вестник УГАТУ, Т. 15, № 1 (41), 2011. С. 101–104.
3. А.А. Андреев, Л.П. Саблев, С.Н. Григорьев. Вакуумно-дуговые покрытия. Харьков, ННЦ ХФТИ, 2010.– 318 с.

**НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ
СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК СПЛАВОВ
Ni–18%Fe И Pd–10%Au**

Табачникова Е.Д.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина, НАНУ,
Харьков, Украина.
tabachnikova@ilt.kharkov.ua*

Низкотемпературные особенности механических свойств и механизмов пластической деформации объемных нанокристаллических (НК) материалов со средним размером зерен меньших 100 нм в настоящее время изучены недостаточно и являются предметом оживленной дискуссии. На примере двух НК гцк сплавов Ni–18%Fe и Pd–10% Au в НК (средний размер зерен $d \sim 23$ нм и $d \sim 14$ нм, соответственно) и крупнозернистом (КЗ) состояниях проведен анализ их механических свойств и механизмов пластичности при одноосном сжатии в интервале температур 300–4,2 К. Для разных структурных состояний получены температурные зависимости условного предела текучести и проанализирован вид деформационных кривых. Детально изучены при пластической деформации $\epsilon \approx 2\%$ температурные зависимости деформирующего напряжения, скоростной чувствительности деформирующего напряжения и величины активационного объема процесса пластичности. Для сплава Ni–18%Fe выполнен термоактивационный анализ параметров пластической деформации, в результате которого для разных структурных состояний получены эмпирические оценки величин, характеризующих кинетику макроскопической пластической деформации. Для обоих исследованных сплавов результат анализа параметров пластической деформации для разных структурных состояний показывает существенные различия в величинах активационных объемов, их зависимостей от температуры и эффективного напряжения.

Сделан вывод о различиях в микроскопических механизмах, контролирующих низкотемпературную термоактивационную пластичность сплавов в КЗ и НК состояниях.

В НК состоянии (с большой объемной долей границ зерен) наиболее вероятным контролирующим механизмом является термически активированный процесс скольжения и зарождения дислокаций на границах зерен (отрыв от точек закрепления), а в КЗ состоянии – термически активированное движение дислокаций через внутризеренные локальные барьеры. Для НК сплава Pd–10% Au для разных температур обсуждается вклад в пластичность процесса зернограницного проскальзывания.

ОРБИТАЛЬНЫЕ СОСТОЯНИЯ ФОНОНОВ В МЕТАЛЛАХ, МАГНЕТИКАХ И ДИЭЛЕКТРИКАХ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Леденёв В.О., Леденёв Д.О., Леденёв О.П.

*ИНЦ ХФТИ Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий,
г. Харьков, Украина ,
ledenyov@kipt.kharkov.ua*

При пластической деформации кристаллических твердых тел происходит существенная перестройка кристаллической структуры, массоперенос и трансформация формы. Эти процессы реализуются при участии дислокаций и точечных дефектов (ТД). Последние являются стопорами дислокаций и затрудняют их перемещение по кристаллу. Обычно полагается, что фононы, как колебательные возбуждения кристалла, играют вторичную роль в этих процессах. В тоже время существует целая область пластических эффектов, в которой, по нашему мнению, роль фононов может быть главной. К этому классу относятся электропластические (ЭП) [1] и магнитопластические (МП) [2,3] эффекты. ЭП эффекты наблюдаются в металлах при пропускании достаточно мощных импульсов тока, не приводящих, однако, к разогреву образцов. В этом случае, электроны проводимости, рассеиваясь на дефектах решетки, интенсивно порождают фононы, имеющие частоты близкие к дебаевским, т.е. излученные фононы являются коротковолновыми с длиной волны близкой к межатомному расстоянию. Нами ранее указывалось [4], что такие фононы могут излучаться в состояния с отличным от нуля орбитальным квантовым числом $l \neq 0$, что звучит несколько непривычно, но вполне реализуемо, если учесть, что при рассеянии с излучением дебаевского фонона, электронная траектория существенно отклоняется на большой угол и этот момент импульса, кратный постоянной Планка может уносить фонон. Состояния фононов с $l = \pm 1$ могут возникать также при электрон-фононном рассеянии при перевороте спина электрона относительно плоскости рассеяния. Отметим, что подобные явления могут реализовываться и в магнетиках при электрон-фононных и магнон-фононных процессах. В магнитных диэлектриках или диэлектриках с магнитными примесями процессы фонон-фононного рассеяния с переворотом спина магнитного иона также могут приводить к рождению излучаемого фонона в орбитальном состоянии.

Отметим, что для фонона в орбитальном состоянии с $l \neq 0$ орбитальный момент L сохраняется даже тогда, когда не сохраняется энергия фонона E , т.е. в среде с непрерывной диссипацией. В этом случае $\partial E / \partial t \neq 0$, тогда как $\partial L / \partial t = 0$ и радиус орбиты фонона $R(t)$ увеличивается ($\partial R / \partial t > 0$), а частота фонона убывает. Наличие этих орбитальных состояний фононов, локализованных вблизи дислокаций и ТД, должно приводить за счет новых мод к локальному увеличению теплоемкости и запасенной энергии, увеличивая одновременно вероятность выхода дефектов кристалла из потенциальных ям, в которых они локализованы. Этот процесс сопровождается делокализацией примесных атомов и дислокаций в кристаллах и вызывает появление дополнительной пластичности.

1. Спицын В.И., Троицкий О.А., Электропластическая деформация металлов, М: Наука, 160 с. (1985).
2. Булаченко А.Л., УФН, 184, №1, 101 (2014).
3. Моргунов Р.Б., УФН, 184, №2, 131 (2014).
4. Леденёв В.О., Леденёв Д.О., Леденёв О.П., Материалы 11 междунар. конф. ФЯТТ, Харьков, с. 133 (2013).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ ОДУ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ДУГОВОГО ПЕРЕПЛАВА

Борц Б.В., Ванжа А.Ф., Короткова И.М., Лопата А.Т., Сытин В.И.

*Национальный Научный Центр «Харьковский Физико-Технический Институт»,
г. Харьков, Украина
borts@kipt.kharkov.ua*

В качестве одного из новых материалов для использования в первом контуре АЭС рассматривают дисперсно упрочненную оксидами (ОДУ) сталь [1,2]. Сохраняя преимущества исходного материала, ОДУ материалы приобретают более высокие жаропрочные характеристики и стойкость к радиационному набуханию. Однако, стандартные методики получения ОДУ материалов не позволяют получить большие объемы и являются сильно затратными по многим параметрам. Плавильные методики, в частности метод вакуумно-дугового переплава (ВДП), по этим показателям имеют преимущество перед порошковой металлургией. Именно поэтому в ННЦ ХФТИ разрабатываются способы получения ОДУ-сталей легированных нанопорошками $ZrO_2-Y_2O_3$.

В качестве расплавляемого электрода использовался электрод диаметром 30 мм из сплава 08X18H10T, в качестве вводимых в сталь оксидных включений использовались нанопорошки системы $ZrO_2-Y_2O_3$ (ZrO_2 стабилизированной Y_2O_3). В стандартную методику ВДП с легированием были внесены некоторые изменения для равномерности распределения вводимых добавок.

Были получены слитки стали без легирования оксидами, с различными весовыми процентами упрочняющей добавки $ZrO_2-Y_2O_3$. Слитки имели следующие размеры: высота – 65–95 мм, диаметр – 57 мм. Слитки подвергались механической обработке, горячей прокатке в вакууме и холодной прокатке на воздухе. Из слитков были изготовлены образцы толщиной 0,5 мм для проведения металлографических, механических и исследования внутреннего трения в стали 08X18H10T.

На литом и деформированном материале проводили исследования равномерности распределения нанодисперсных добавок. Исследования на аналитическом ядерно-физическом комплексе (АЯФК) «Сокол» ННЦ ХФТИ, а также на энергодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектрометре ElvaX обнаружили распределение Zr на уровне 0,01 вес. % и 0,08 вес. % добавки Y.

По сравнению с первой экспериментальной плавкой [2] получено равномерное распределение легирующей добавки по объему слитка с сохранением равномерности состава исходного материала.

Список литературы

1. Н.А. Азаренков, В.Н. Воеводин, В.Г. Кириченко, Г.П. Ковтун Наноструктурные материалы в ядерной энергетике // «Вісник Харківського університету». – 2010. – №887, Вип.1(45). – С.4 – 24.
2. И.М. Неклюдов, В.Н. Воеводин, Б.В. Борц, В.В. Левенец, А.Ф. Ванжа, А.П. Омельник, А.А. Щур. Исследование распределения элементов в экспериментальных слитках ДУО-стали методом индуцированной протонами рентгеновской спектроскопии. // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 4-). – С.92 – 97.

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБРАЗЦАХ С НАПЫЛЕННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Долгов Н.А.¹, Бесов А.В.², Смирнов И.В.³, Витковский И.В.⁴, Шоркин В.С.⁵

¹ *Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАНУ, Киев, Украина,
coating@ipp.kiev.ua*

² *Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, Киев, Украина*

³ *НТУ Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина*

⁴ *НИИЭФА им. Д.В.Ефремова, Санкт-Петербург, Россия,
yitkoviv@sintez.niefa.spb.su*

⁵ *ФГБОУ ВПО «Госуниверситет –УНПК», Орел, Россия,
vshorkin@yandex.ru*

Свободный край покрытий является концентратором напряжений, который вызывает их отслоение при испытаниях образцов. Растяжению на разрывной машине FM-1000 подвергали плоские образцы с напыленными покрытиями из порошка кобальт-хромового сплава (КХС). Покрытие толщиной 90 мкм напыляли на сталь 1Х18Н9 толщиной 1,5 мм. Распределение напряжений в образце при отслоении покрытия определяли численно с помощью программного комплекса ANSYS (см. рисунок). Характеристики упругости основы и покрытия (см. табл.) определяли при растяжении плоского образца с покрытием по методике, приведенной в [1]. Эти напряжения возникают вследствие сингулярности полей напряжений в окрестности свободного края покрытия [2]. Сделан вывод, что на отслоение покрытий влияют как нормальные, так и касательные напряжения, которые необходимо учитывать при экспериментальном определении характеристик прочности покрытий.

Таблица. Характеристики упругости основы и покрытия

	Материал	Модуль упругости E , ГПа	Коэффициент Пуассона μ
Основа	1Х18Н9	199	0,28
Покрытие	КХС	70	0,3

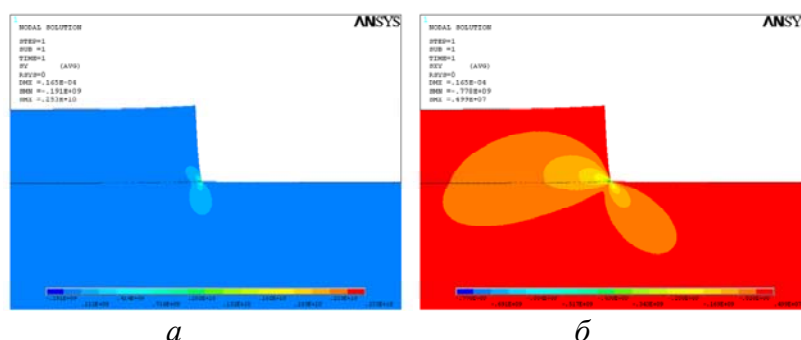


Рис. Поле нормальных напряжений отрыва (а) и касательных напряжений (б) в образце при отслоении покрытия в окрестности его свободного края

1. К определению характеристик упругости защитных покрытий / Н.А.Долгов, Б.А.Ляшенко, В.С.Веремчук, Ю.В.Дмитриев // Проблемы прочности. – 1995. – № 7. – С. 48 – 51.
2. Долгов Н.А., Сорока Е.Б. Сингулярность полей напряжений в системе основа-покрытие // Проблемы прочности. – 2004. – № 6. – С.119 – 127.

МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА УПРОЧНЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

Матлин М. М., Мозгунова А. И., Фролова А. И.

Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия

matlin@vstu.ru; detmash@vstu.ru

Методы пластического деформирования широко применяются в промышленности. Однако такие методы нуждаются в контроле результатов обработки, а также в оценке степени упрочнения поверхностного слоя, так как недостаточно упрочненная поверхность может не обладать необходимой усталостной прочностью и износостойкостью, а перенаклеп грозит образованием трещин с последующим разрушением детали. Поиск возможных критериев для оценки степени упрочнения ведется в нашей стране и зарубежом весьма интенсивно.

При разработке данного метода было исследовано влияние пластического деформирования на изменение упругих и физико-механических свойств материала детали. Для их определения использовали методы, базирующиеся на закономерностях упруго-пластического внедрения индентора в испытываемую поверхность детали.

В результате экспериментов выявлено, что с ростом пластической деформации образца, величины контактного модуля упрочнения H_D и условного предела текучести σ_T возрастают, в то время как упругие характеристики металла, в частности значение модуля упругости E , снижается. Однако уже спустя 72 часа наблюдается релаксация значения модуля упругости E практически до исходного.

Таким образом, предел текучести, как наиболее устойчивая по времени величина, может быть использован как критерий для оценки степени упрочнения. При этом необходимо иметь возможность определения предела текучести непосредственно на упрочненной в результате ППД поверхности детали.

При достижении оптимальной интенсивности деформации, когда материал получает наибольшее упрочнение в процессе деформирования, а микротрещины не получили еще большого развития, предел текучести $\sigma_{0,2}$ возрастает и становится равным пределу прочности σ_b . Из этого следует вывод о том, что достижение отношением $\sigma_{0,2} / \sigma_b$ значения равного единице соответствует оптимальному режиму ППД по критерию деформации в центре контакта детали и упрочняющего инструмента [1].

По полученным значениям соотношения $\sigma_{0,2} / \sigma_b$ можно судить о правильности назначенных режимов обработки образцов. Данный метод может использоваться в промышленности для определения эффективности и выбора технологических режимов упрочнения деталей пластическим деформированием

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00131/14 и Минобрнауки России в рамках госзадания № 2014/16 (проект № 2986)

1. Патент 2386116 Российская Федерация, МПК G01 N 3/28 Способ определения относительной степени упругопластической деформации материала / М. М. Матлин, С.Л. Лебский; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО «Волгоградский государственный технический университет». – № 2009108630/02 ; заявл. 10.03.09 ; Оpubл. 10.04.10, Бюл. № 10.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 38ХА ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 400–700°С

Дедюлина О.К., Степанов Н.Д., Салищев Г.А.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия
dedyulina@bsu.edu.ru*

Формирование вытянутой ультрамелкозернистой структуры в углеродистых сталях в ходе термомеханической обработки способствует одновременному повышению характеристик прочности и вязкости. При этом важным является то, что образование такой структуры приводит к значительному росту вязкости в температурном интервале хрупко-вязкого перехода [1]. Термомеханическая обработка заключается в проведении закалки и последующей деформации при температурах высокого отпуска сталей. Путем изменения режимов обработки можно получать структуры с разной толщиной вытянутых зерен и долей высокоугловых границ. Формирование структуры при этом контролируется двумя основными процессами: геометрическим эффектом деформации и динамической рекристаллизацией. Целью данного исследования являлось изучение влияния этих процессов на формирование микроструктуры в среднеуглеродистой стали 38ХА при различных температурах деформации.

Деформацию проводили осадкой предварительно закаленной среднеуглеродистой стали 38ХА в температурном интервале 400–700°С с шагом 50°С со скоростями деформации 10^{-2} , $1,3 \cdot 10^{-3}$ и 10^{-4} с^{-1} . Были построены зависимости напряжений течения от степени деформации, используя которые были рассчитаны значения энергии активации. Установлено наличие двух температурных интервалов, отличающихся доминирующими механизмами деформации стали: низкотемпературный (400–550°С) и высокотемпературный (600–700°С).

Эволюция микроструктуры стали исследовалась после осадки со скоростью $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на степени истинной деформации $\varepsilon \sim 0,3$, 0,77 и 1,15. После деформации на максимальную степень при температурах 400 и 500°С средняя толщина ферритных зерен практически одинаковая и равна 230 нм, характерна так же значительная вытянутость зерен: среднее отношение длины ферритного зерна к его толщине составляет 6,5. Средняя толщина ферритного зерна и отношение его длины к толщине для температур деформации 600 и 700°С составляет 466 и 1068 нм, 4,26 и 2,48, соответственно, что связано с увеличением вклада динамической рекристаллизации. Таким образом, в интервале температур 400–550°С основной вклад в формирование микроструктуры связан с геометрическим эффектом деформации, тогда как при более высоких температурах доминирующим процессом становится динамическая рекристаллизация.

В результате исследований определены оптимальные режимы обработки для получения ультрамелкозернистой вытянутой структурой в стали 38ХА. Установлено влияние сформированной структуры на характеристики прочности и вязкости стали.

Список литературы

1. Yuuji Kimura, Tabanobu Inoue, Fuxing Yin, Kaneaki Tsuzaki; Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain; Science 320, 1057 (2008).

АКУСТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{Al}_{0,5}\text{CoCuCrNiFe}$

Семеренко Ю.А.¹, Табачникова Е.Д.¹, Лактионова М.А., Шумилин С.Э.¹,
Тихоновский М.А.², Колодий И.В.², Тихоновская Т.М.², Тортника А.С.²,
Салищев Г.А.³, Степанов Н.Д.³, Шайсултанов Д.Г.³

¹ Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
г. Харьков, Украина

² ННЦ "Харковский физико-технический институт" НАНУ,
г. Харьков, Украина

³ Белгородский государственный университет, Белгород, Россия
semerenko@ilt.kharkov.ua

В работе изучены акустические и механические свойства многокомпонентного высокоэнтропийного сплава $\text{Al}_{0,5}\text{CoCuCrNiFe}$ в литом и отожженном состояниях. Отжиг образцов проводился при 1248 К в течение 6 ч с последующим медленным охлаждением. Микроструктура образцов в исходном и отожженном состояниях изучалась методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой микроскопии. Акустические измерения выполнены методом механической резонансной спектроскопии на частоте изгибных колебаний 530 Гц в амплитудно-независимой области деформации $\varepsilon_0 \sim 10^{-7}$ в области температур 4,2–320 К. Измерены температурные зависимости декремента колебаний, δ , и модуля Юнга, E . Измерения механических свойств при деформации сжатием с постоянной скоростью $4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ проводили на образцах размерами $2 \times 2 \times 4 \text{ мм}^3$ в температурном интервале 0,5–300 К.

Установлено, что при повышении температуры от 4,2 до 320 К модуль Юнга литого сплава монотонно понижается от 194 до 182 ГПа, а поглощение возрастает от 0 до $1,2 \cdot 10^3$. На температурных зависимостях δ и E не наблюдаются особенности релаксационной природы, характерные для структурно-фазовых превращений, что свидетельствует о стабильности структуры изученного сплава в исследованном интервале температур. Величина предела текучести, $\sigma_{0,2}$, при повышении температуры от 4,2 до 300 К меняется значительно сильнее (от 700 до 430 МПа, т.е. на 38,5 %), чем величина модуля Юнга (на 6%).

Наблюдаемый в исследуемом сплаве вид температурной зависимости предела текучести, а также уменьшение скоростной чувствительности деформирующего напряжения с уменьшением температуры свидетельствуют о термоактивированном характере пластической деформации.

Отжиг образцов приводит к существенному увеличению модуля Юнга (~ на 20%) и предела текучести (~ на 25%), а также появлению при температуре ~ 230 К пика акустического поглощения.

В интервале температур 4,2–0,5 К в литых образцах обнаружена аномальная температурная зависимость предела текучести - $\sigma_{0,2}$ уменьшается от 700 МПа при 4,2 К и до 570 МПа при 0,5 К. В отожженном состоянии эта аномалия не наблюдается.

Отмеченные различия в свойствах и поведении литых и отожженных образцов связываются со структурно-фазовыми превращениями, происходящими при отжиге, в частности с образованием выделений ОЦК фазы в ГЦК матрице.

ОСОБЕННОСТИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ УМЗ ТВЕРДОГО РАСТВОРА Al–Li

Забродин П.А., Русакова А.В., Григорова Т.В., Фоменко В.С.,
Шумилин С.Э., Исаев Н.В.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины,
г. Харьков, Украина,
isaev@ilt.kharkov.ua*

Микроструктура ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, сформированная в результате интенсивной пластической деформации, обеспечивает рост прочностных характеристик на фоне малой пластичности и низкой скорости деформационного упрочнения в области умеренных температур. Баланс процессов размножения и аннигиляции дислокаций в материале, которые, в свою очередь, определяют скорость деформационного упрочнения при деформировании, контролируются как параметрами микроструктуры, так и температурой деформации.

В данной работе изучены особенности пластической деформации при температурах 0,5–350 К твердого раствора Al–Li с микроструктурой, сформированной путем прямой и угловой гидроэкструзии. Измельчение зерна до нескольких микрометров, увеличение средней плотности дефектов и изменение ориентационной текстуры в процессе комбинированной гидроэкструзии приводит к увеличению прочности и уменьшению пластичности микрокристаллического сплава по сравнению с исходным крупнозернистым. Сильная зависимость предела текучести от температуры характерна для термически активированного взаимодействия дислокаций с локальными препятствиями, которыми служат деформационные дефекты, образовавшиеся на этапе гидроэкструзии. На основании данных о высокой скоростной чувствительности напряжения течения в интервале температур $T \geq 77$ К и малом активационном объеме пластической деформации микрокристаллического Al–Li сделано предположение о высокой эффективности большеугловых границ как источников подвижных дислокаций и их стоков.

Низкая пластичность микрокристаллического сплава, которая выражается в локализации пластической деформации уже при малых деформациях, обусловлена низкой скоростью деформационного упрочнения вследствие усиления динамического возврата в микрзернах даже при низких температурах. Скорость динамического возврата уменьшается, а однородная пластическая деформация увеличивается при температурах 77 К и ниже.

При температуре 0,5 К УМЗ поликристаллы сохраняют значительную скорость деформационного упрочнения, обладают высокой прочностью и пластичностью. Вместе с тем, ИПД стимулирует неустойчивое (скачкообразное) течение поликристалла, обусловленное динамикой дислокаций, которое проявляется в виде скачков напряжения на кривой растяжения. Средняя амплитуда скачков растет с деформацией, а распределение амплитуд соответствует случаю коллективного движения дислокационных лавин, имеющих выделенный масштаб. Установлена взаимосвязь между коэффициентом деформационного упрочнения и средней амплитудой скачка напряжения, которая указывает на единую дислокационно-динамическую природу деформационного упрочнения и скачкообразной деформации при низких температурах.

СТРУКТУРНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ

Власов Н.М.

*Подольский институт (филиал) ФГБОУ ВПО «Московский государственный
машиностроительный университет «МАМИ», Подольск, Россия,
chelyapina@pochta.ru*

Элементы конструкций ядерной техники работают в условиях облучения. Это сопровождается изменением теплофизических, упругих и прочностных свойств конструкционных и топливных материалов. Их повреждаемость обусловлена радиационной ползучестью и распуханием. Особый класс новых материалов (наноструктуры) предполагается использовать и в ядерной технике. Поэтому возникает необходимость изучения особенностей поведения этих материалов в процессе эксплуатации. Целью данного сообщения является математическое моделирование структурной стабильности наноматериалов при нейтронном облучении.

Характерной особенностью наноструктурных материалов является наличие разветвленной сети деформационных границ, тройных стыков границ нанозерен, а также узлов тройных стыков. Перечисленные структурные несовершенства обладают полями внутренних напряжений и потому взаимодействуют с радиационными точечными дефектами. При этом межузельные атомы диффузионно мигрируют в область напряжения растяжения, а вакансии – в область напряжений сжатия. Это приводит к изменению структуры наноматериала и соответствующего комплекса свойств.

Рассмотрены физические основы взаимодействия радиационных точечных дефектов (пар Френкеля) с полями внутренних напряжений структурных несовершенств наноматериалов. Затронуты вопросы радиационной ползучести и распухания наноструктурных материалов. Обсуждается принципиальная возможность повышения структурной стабильности наноматериалов вследствие закрепления краевых дислокаций деформационных границ примесными атмосферами из межузельных атомов радиационного происхождения. Исследовано влияние рекомбинации пар Френкеля на процесс взаимодействия межузельных атомов с краевыми дислокациями и клиновыми дисклинациями. Математическое моделирование рассматриваемых процессов осуществляется в континуальном приближении с использованием методов механики сплошной среды. Результаты теоретического анализа представляют интерес для понимания характерных особенностей поведения конструкционных наноматериалов при эксплуатации элементов конструкций ядерной техники.

Список литературы

1. Р.А. Андриевский. Влияние облучения на свойства наноматериалов. ФММ, 2010, т.110, №3, С. 243-252.
2. Н.М. Власов. Влияние аннигиляции радиационных точечных дефектов на изменение дислокационной структуры кристалла. ФММ, 1982, т.53, в.4, С. 647-650.
3. Н.М. Власов. Закрепление краевой дислокации примесной атмосферой. ФММ, 1983, т.56, в.3, С. 583-586.
4. Н.М. Власов, В.А. Зазноба. Коалесценция пор в конденсированных средах. Атомная энергия, 1998, т.84, в.5, С. 556-557.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ X20AG20F2

Тукеева М.С.¹, Бронников А.А.², Мельников Е.В.¹, Майер Г.Г.¹,
Козлова Т.А.³, Астафурова Е.Г.¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, г. Томск, Россия,

tms@ispms.tsc.ru

²ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский государственный
университет», г. Томск, Россия

³ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический
университет», г. Томск, Россия

Методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа, микроиндентирования в работе изучали эволюцию структуры и микротвердости стали X20AG20F2 после прокатки, а также прокатки с обратимым легированием водородом. Пластическую деформацию прокаткой проводили при комнатной температуре без наводороживания и непосредственно после наводороживания до степеней обжата 25 и 50 %. Наводороживание проводили при плотностях тока 50 и 200 мА/см² (время наводороживания – 2,5, 5 и 10 часов).

Методом рентгенофазового анализа показано, что структура стали X20AG20F2 в исходном состоянии (после закалки от 1100°C) помимо аустенита содержит нитриды ванадия и/или хрома (параметр решетки аустенитной фазы исходного образца – 0,3632 нм). Плотность дислокаций в исходном состоянии составляла $\sim 10^{10}$ см⁻².

Прокатка стали X20AG20F2 без наводороживания приводила к образованию сильной текстуры вдоль направления $\langle 220 \rangle$, измельчению структуры (при 50% осадки размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) γ -фазы составляли 32 нм, микродеформация кристаллической решетки – 3×10^{-3}). Количество фазы VN и/или CrN уменьшалось. При прокатке формировалась дефектная структура, о чем свидетельствовала более высокая плотность дислокаций по сравнению с исходным состоянием – 1×10^{11} см⁻².

Прокатка стали X20AG20F2 с предварительным легированием водородом приводила к более сильному измельчению структуры: интенсивность рентгеновских максимумов уменьшалась в 3-4 раза по сравнению с состоянием после прокатки без наводороживания. Плотность дислокаций после прокатки и наводороживания увеличивалась до 2×10^{11} см⁻². Также наблюдали уменьшение интенсивности рентгеновских пиков с увеличением плотности тока от 50 до 200 мА/см² и времени наводороживания от 2,5 до 10 часов. Размеры ОКР для γ -фазы после прокатки с наводороживанием составляли 30–50 нм, микродеформация кристаллической решетки – $(3-6) \times 10^{-3}$. При всех режимах наводороживания стали сохранялась сильная текстура деформации вдоль направления $\langle 220 \rangle$, а также проявлялся текстурный максимум, соответствующий направлению $\langle 111 \rangle$.

Микротвердость стали X20AG20F2 в исходном состоянии составляла 3,5 ГПа, а после прокатки на 25% увеличивалась до 4,5, на 50% – до 5,0 ГПа. Предварительное легирование водородом независимо от режима насыщения слабо влияло на изменение значений микротвердости ($H_{\mu}=5,1$ ГПа после наводороживания и обжата на 50%).

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации (СП-4384.2013.1).

ИЗМЕНЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ОТЖИГОВ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Паль-Валь Л.Н., Паль-Валь П.П., Брауде И.С., Гейдаров В.Г.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина
НАН Украины, Харьков, Украина
pal-val@ilt.kharkov.ua

Исследовано влияние отжига на параметры дислокационной структуры ультрамелкозернистой (УМЗ) FRTP меди, полученной в результате интенсивной пластической деформации методами гидроэкструзии (ГЭ) и волочения (В) (суммарная деформация $\epsilon = 6,77$). Известно, что прошедшие ИПД-обработку металлы и сплавы имеют неравновесную дефектную структуру, которая обуславливает временную и термическую нестабильность функциональных и эксплуатационных свойств материалов. Изучение влияния внешних факторов на стабильность свойств УМЗ металлов позволяет получить ценную информацию относительно изменения их структуры. В настоящей работе такая информация была получена методами акустической спектроскопии и рентгеноструктурного анализа.

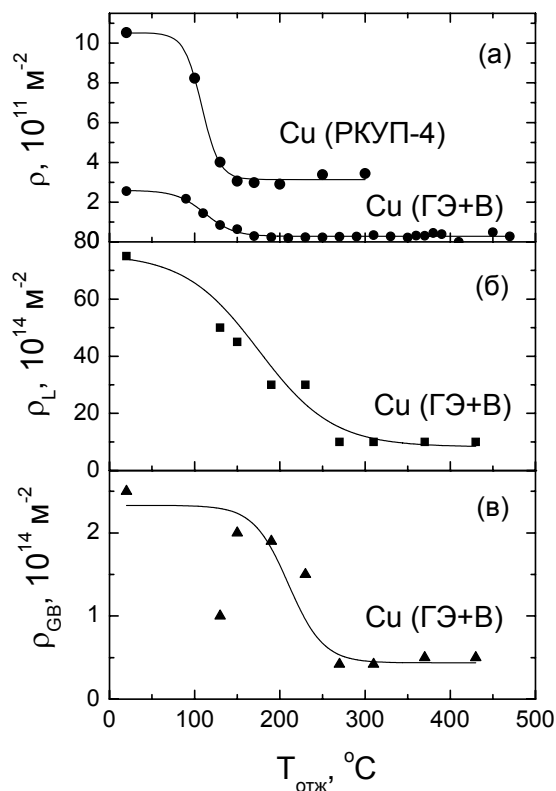


Рис. 1.

Акустические измерения проводились методом двойного составного вибратора на частоте продольных колебаний ~ 73 кГц в интервале температур $2 < T < 310$ К. Измерения сперва проводились на исходных образцах, а затем после ряда изотермических отжигов при последовательно повышающейся в интервале $90 - 470$ °С температуре отжига $T_{отж}$. Параметры дислокационной структуры определялись из данных об изменении характеристик низкотемпературного (~ 90 К) пика Бордони, обусловленного термоактивированным зарождением пар перегибов на дислокациях. На рис. 1а показана зависимость плотности подвижных дислокаций ρ от $T_{отж}$. Изучение дислокационной структуры проводилось также с помощью рентгеновского дифрактометра. По полученным дифрактограммам рассчитывалась величины области когерентного рассеяния (ОКР) и микроискажений, а затем вычислялась плотность дислокаций в зернах ρ_L и межзеренных границах ρ_{GB} (рис.1 б, в).

Установлено, что в приготовленных методами ГЭ и В образцах плотность дислокаций, дающих вклад в низкотемпературную дислокационную релаксацию, существенно ниже, чем в РКУП-обработанных образцах. Отжиг образцов приводил к существенному уменьшению плотности дислокаций при температурах, близких к температуре первичной рекристаллизации меди $T_p \approx 130 - 150$ °С.

ОБОБЩЕНИЕ ТЕОРИИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ 2-ГО РОДА С УЧЕТОМ РАЗЛИЧНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПАРАМЕТРОВ ТЕОРИИ

Метлов Л. С., Маликова О. М.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина,
Донецкий национальный университет, Донецк, Украина
lsmet@fti.dn.ua

Теория фазовых переходов второго рода рассматривается с четырех различных позиций – с точки зрения свободной и внутренней энергии на языке параметра порядка и на языке конфигурационной энтропии [1]. Установленные соотношения позволяют выявить общие корни классической теории фазовых переходов Ландау в терминах свободной энергии и неравновесной эволюционной термодинамики (НЭТ) в терминах внутренней энергии [2]. Последний подход был развит для исследований кинетики дефектов в процессах интенсивной пластической деформации.

Использовалась связь между плотностью свободной энергии f с конфигурационной энтропией s и преобразование Лежандра

$$s = -\frac{\partial f}{\partial T}, \quad f = u - Ts, \quad (1)$$

где f – плотность внутренней энергии, T – температура.

Здесь, в отличие от [1], эта связь рассмотрена для более общего случая, когда от температуры зависят оба коэффициента теории

$$f(\varphi) = f_0 + \alpha \frac{T-T_c}{T_c} \frac{\varphi^2}{2} + (b_0 - b_1 T) \frac{\varphi^4}{4} \quad (2)$$

где φ – параметр порядка, T_c – критическая температура, α , b_0 , и b_1 – коэффициенты теории, не зависящие от температуры.

Все четыре варианта теории в этом случае определяются выражениями

$$f(\varphi) = f_0 + \alpha \frac{T-T_c}{T_c} \frac{\varphi^2}{2} + (b_0 - b_1 T) \frac{\varphi^4}{4} \quad (3)$$

$$u(\varphi) = f_0 - \frac{\varphi^2 \alpha}{2} + b_0 \frac{\varphi^4}{4} \quad (4)$$

$$f(s) = f_0 - (T - T_c)s + (b_0 + b_1 T_c) \left(\frac{T_c}{\alpha}\right)^2 s^2 \quad (5)$$

$$u(s) = f_0 + T_c s + (b_0 + T_c b_1) \left(\frac{T_c s}{\alpha}\right)^2 \quad (6)$$

В полученных соотношениях для сформулированной в данном виде теории, сохраняется независимость коэффициентов внутренней энергии от температуры, что является признаком корректности проведенных преобразований.

Эволюционные уравнения Ландау-Халатникова в рамках теории ФП-2 в терминах свободной энергии, и его аналог в рамках НЭТ в терминах внутренней энергии на языке параметра порядка могут быть записаны в виде

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} = -\gamma_f \frac{\partial f}{\partial \varphi} \quad \frac{\partial \varphi}{\partial t} = -\gamma_u \left(\frac{\partial u}{\partial \varphi} - \mu_{eq} \right), \quad (7)$$

где γ_f , γ_u – кинетические коэффициенты для каждого из случаев, μ_{eq} – равновесный химический потенциал, приходящийся на единицу параметра порядка.

Второе уравнение выражает теорию ФП-2 в рамках НЭТ, что позволяет использовать для анализа критических явлений преимущества обоих подходов.

1. L.S. Metlov, e-print arXiv:cond-mat/1309.6791.
2. L.S. Metlov, Phys. Rev. Lett.: **106**, 165506 (2011).

ЭФФЕКТ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ И ЗАРОЖДЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МОЛИБДЕНА И ЕГО СПЛАВОВ

Великодный А.Н.*, Толмачева Г.Н.*, Дуб С.Н.**

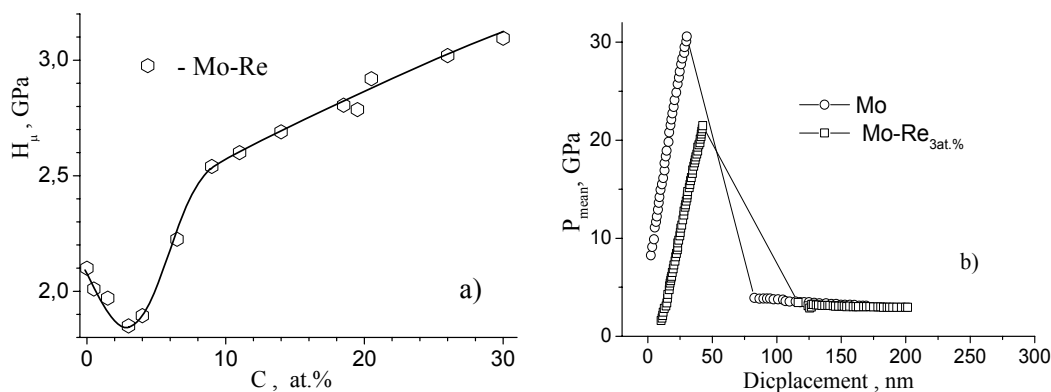
* Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ, г. Харьков, Украина

** Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев
velikodnyi@kipt.kharkov.ua

Обычно введение примесей замещения в сплавах приводит к росту их прочности. Но в некоторых случаях легирование приводит к твердорастворному разупрочнению (ТРР). Физика этого явления остается до конца не выясненной.

Добавление в основной металл второго компонента, отличающегося по валентности, вызывает изменения не только механических свойств, но также и изменения в электронной подсистеме. При этом меняется заполнение существующих зон при плавном изменении плотности состояний, а также могут происходить электронные топологические переходы (ЭТП). Существует строгая корреляция между эффектом ТРР и числом валентных ($s+d$) электронов в сплавах Mo–Re, где ранее был обнаружен ЭТП [1,2]. Представляет интерес выяснения природы этих корреляций.

Нами проведены исследования микротвердости в сплавах Mo–Re (рис. а), а также, с учетом данных [3], исследованы механические свойства чистого молибдена и сплава Mo–Re_{3at.%} методом наноиндентирования (рис. б). Падение микротвердости с концентрацией примеси для сплавов Mo–Re соответствует примесному разупрочнению и объяснялось изменением топологии поверхности Ферми [2]. Наноиндентирование позволяет наблюдать упруго-пластический переход, связанный с зарождением дислокаций. Как видим на рис.б, реверс заметно понижает критическую нагрузку упруго-пластического перехода.



В настоящее время примесное разупрочнение связывается с влиянием примесей на подвижность дислокаций. Мы полагаем, что примеси, вызывающие ТРР в Мо, оказывают влияние на процесс зарождения дислокаций и связываем это с наличием в электронном спектре Мо критической точки вблизи уровня Ферми.

1. N.I. Medvedeva, Yu.N. Gornostyrev, A.J. Freeman. // Phys. Rev. Lett. 2005, v.95, 136402.
2. А.Н.Великодный // ВАНТ. Серия: «Вакуум, чистые материалы, сверх-проводники» вып.(18), 2009, №6, с.189-193.
3. С.Н. Дуб, И.К. Засимчук, Л.Ф. Матвиенко //ФТТ, 2011, т.53, №7, с.1332-1339.

СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ДИНАМИКИ В ПРИМЕСНЫХ ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ КРИСТАЛЛАХ

Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.², Белых Н.В.³

¹Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина,
Донецк, Украина,

malashenko@fti.dn.ua

²Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

³Донбасская государственная машиностроительная академия,
Краматорск, Украина

Одним из наиболее перспективных методов улучшения механических свойств материалов является гидроэкструзия, т.е. обработка высоким гидростатическим давлением, позволяющая, в частности, получать наноматериалы с уникальными физическими свойствами [1]. Известно, что кристалл, подвергнутый сильному гидростатическому сжатию, проявляет нелинейные упругие свойства [2, 3]. Однако при практически используемых гидростатических давлениях в большинстве случаев деформации, созданные дефектом в кристалле, малы по сравнению с деформациями всестороннего сжатия давлением. В этом случае описание внутренних напряжений в гидростатически сжатом кристалле сводится к обычной линейной теории упругости с перенормированными упругими модулями. В частности, дислокации и точечные дефекты описываются обычным образом с заменой геометрических параметров дефектов их значениями в гидростатически сжатых кристаллах [3]. Высокое гидростатическое давление не создает силу, действующую на дислокацию, однако изменяет величину взаимодействия дислокаций как между собой, так и с точечными дефектами. Воспользовавшись моделью, предложенной в работах [4-7], приходим к выводу, что высокое гидростатическое давление оказывает существенное влияние на спектр дислокационных колебаний: с увеличением давления увеличивается спектральная щель, созданная коллективным воздействием дефектов на дислокацию, в результате чего сила динамического торможения становится функцией давления. В области независимых столкновений дефекта с дислокацией сила торможения возрастает сильнее, чем в области коллективного взаимодействия, а область динамической неустойчивости дислокационного движения уменьшается. Увеличение силы торможения приводит к росту величины деформирующих напряжений. Численные оценки, выполненные для алюминия, молибдена, магния и вольфрама, показали, что при давлении 10 кбар увеличение примесного вклада в величину деформирующих напряжений может составлять десятки процентов.

Список литературы

1. V. Varyukhin, Y. Beygelzimer, R. Kulagin, O. Prokofeva, A. Reshetov, Materials Science Forum, 667 (2011).
2. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев: Наукова думка, 1978, 220 с.
3. Косевич А.М., Токий В.В., Стрельцов В.А. ФММ, **45**, 1135 (1978).
4. V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat., **404**, 3890 (2009).
5. V.V. Malashenko, Modern Phys. Lett. B., **23**, 2041 (2009).
6. В.В. Малашенко, Н.В. Белых, ЖТФ. **83**, 149 (2013).
7. В.В. Малашенко, Н.В. Белых. ФТТ. **55**, 504 (2013).

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ СПЕКТР И ЭНЕРГИЯ СВЯЗИ ПАРАПОЗИТРОНИЯ, ЛОКАЛИЗОВАННОГО В НАНОПОРАХ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТРИЦ

Покутний С.И.¹, Горбик А.П.²

¹Институт химии поверхности им. А.А. Чуйко НАН Украины,
Киев, Украина

²ООО "Интровижн Ресерч энд Девелопмент", Москва, Россия
agorbyk@gmail.com

Теоретически изучены энергетический спектр и энергия связи парапозитрония, локализованного в сферических нанопорах твердотельной матрицы, а также их зависимости от радиуса нанопор. Показано, что выражения, полученные методом ВКБ, а также с помощью первого порядка теории возмущений, описывающие энергию связи электрон-позитронной пары $E_{ep}^{(n)}(a)$ и полную энергию парапозитрония $W_n(a)$, как функции радиуса a нанопоры, определяются перенормировкой энергии кулоновского взаимодействия электрона с позитроном, а также перенормировкой энергий взаимодействия электрона и позитрона с «чужими» и своими изображениями, возникающими на сферической поверхности раздела (нанопора-матрица), связанной с чисто пространственным ограничением области квантования объемом нанопоры. Установлено, что связанные состояния электрон-позитронной пары возникают в нанопоре, начиная со значения радиуса нанопоры $a \geq a_c^{(2)} \approx 1,81$ нм (для состояний с $n = 2$) и $a \geq a_c^{(3)} \approx 4,1$ нм (для состояний с $n = 3$). С ростом радиуса a нанопоры, $a > \tilde{a}_2 \approx 50,9$ нм (для состояний с $n = 2$) и $a > \tilde{a}_3 \approx 73,1$ нм (для состояний с $n = 3$), связанные состояния электронно-позитронной пары переходят в состояния объемного парапозитрония. Обнаруженные особенности парапозитрониевых состояний, связанные с зависимостью их энергии связи $E_{ep}^{(n)}(a)$ и полной энергии $W_n(a)$, от размеров a нанопор, могут стать основой разработки нового метода оптического контроля пористой структуры наноматериалов.

Предложен новый метод определения размеров a нанопор, основывающийся на сравнении экспериментальных спектров поглощения (излучения) позитрония в нанопорах с рассчитанными зависимостями энергетических спектров позитрония от радиуса a нанопор. С помощью предложенного метода можно определить значения радиусов нанопор $a_c^{(2)}$ (для состояний с $n = 2$) и $a_c^{(3)}$ (для состояний с $n = 3$), начиная с которых в нанопорах размером $a \geq a_c^{(2)}$ и $a \geq a_c^{(3)}$ возникают связанные состояния электрон-позитронной пары, а также оценить концентрацию N пор (составляющую величину, $\sim a^{-3}$), а значит и оценить пористость (степень дисперсности) матрицы. Особый интерес разработка такого оптического метода может представлять для контроля возникновения дефектов (например, нанопор) или зародышей новой фазы при электромагнитных, радиационных или тепловых воздействиях на многокомпонентные полупроводниковые наноразмерные структуры, а также влиянии экстремальных условий (взрывной синтез кристаллов и т.п.) на механические свойства материалов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РКУП С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА 1545К

Бабич Е.А.¹, Могучева А.А.²

ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный
исследовательский университет», Белгород, Россия

babich_eval@mail.ru, annam08@mail.ru

Основным полуфабрикатом для сварных криогенных конструкций, получаемым из сплава 1545К, является лист [1]. Наиболее распространенным методом для изготовления таких листов является холодная прокатка, однако, существует возможность дополнительного повышения технологических свойств полуфабрикатов за счет формирования мелкозернистой структуры.

Известно, что наиболее распространенным методом интенсивной пластической деформации (ИПД) для формирования однородной ультрамелкозернистой структуры является равноканальное угловое прессование (РКУП) [2,3]. Однако на сегодняшний день, сведений о влиянии интенсивной пластической деформации методом РКУП на механические свойства листов сплава 1545К недостаточно.

Обработка полуфабрикатов исследуемого сплава включала в себя РКУП при температуре 300°C до суммарной степени деформации $\varepsilon \sim 12$ и последующую холодную прокатку до степеней обжатия $\varepsilon \sim 70$ и 90%. В процессе деформации образование трещин на поверхности заготовок не наблюдалось.

Результаты механических испытаний образцов сплава на растяжение при комнатной (20°C) и криогенной (–196°C) температурах представлены в таблице 1. Видно, что листы алюминиевого сплава 1545К, полученные РКУП с последующей холодной прокаткой, показывают высокие прочностные характеристики в широком интервале температур. После окончательной деформации предел прочности увеличился на 185 МПа, предел текучести на 195 МПа, при уменьшении относительного удлинения. При криогенной температуре пластичность образцов значительно увеличивается.

Таблица 1. Механические свойства сплава 1545К после РКУП с последующей холодной прокаткой при различных температурах испытания

Состояние	$\sigma_{0.2}^*$, МПа	σ_B^* , МПа	δ^* , %
Исходное	260/240	395/470	17,0/37,4
РКУП $\varepsilon \sim 12$ +ХП 70%	465/320	530/560	11,7/15,8
РКУП $\varepsilon \sim 12$ +ХП 90%	455/385	580/490	6,1/17,4

*при комнатной температуре/при криогенной температуре

Работа выполнена на оборудовании ЦКП НИУ «БелГУ» при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, государственный контракт № 02.740.11.0510.

1. Елагин В. И., Захаров В.В., Филатов Ю. А. О перспективах применения нового высокопрочного свариваемого сплава 01570 (Al-Mg-Sc) в самолетостроении // Обработка легких и специальных сплавов: Сб. М., ВИЛС. 1996. С. 124-133.
2. Langdon G. The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing // Materials Science and Engineering A 462 (2007) pp. 3–11
3. Cheng Xu, Kenong Xia, Terence G. Langdon. The role of back pressure in the processing of pure aluminum by equal-channel angular pressing. // Acta Materialia 55 (2007) 2351–2360

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ CoCrFeNi И CoCrFeNiMn В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 4,2–290 К

Лактионова М.А.¹, Табачникова Е.Д.¹, Тихоновская Т.М.²,
Тортика А.С.²

¹ Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
г. Харьков, Украина

² ННЦ "Харковский физико-технический институт" НАНУ
г. Харьков, Украина
laktionova@ilt.kharkov.ua

Исследование механических свойств и механизмов пластической деформации литых многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов) в широкой области температур от предплавильной до гелиевой является актуальной задачей в связи с их уникальными свойствами. Однако, таких исследований в области температур ниже комнатной в настоящее время явно недостаточно.

В связи с этим в данной работе на примере двух ВЭСов эквиатомного состава с преимущественным содержанием элементов, кристаллизующихся с образованием ГЦК кристаллической решетки, CoCrFeNi и CoCrFeNiMn, в интервале температур 4,2–290 К проведено подробное исследование их прочности, пластичности и скоростной чувствительности деформирующего напряжения.

Образцы размерами 2·2·4 мм³ деформировались одноосным сжатием с постоянной скоростью $\sim 4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Получены температурные зависимости условного предела текучести и пластичности. Для разных степеней деформации измерена скоростная чувствительность деформирующего напряжения при увеличении скорости деформации в 4,4 раза.

Установлено, что интервале температур 4,2–290 К образцы сплавов CoCrFeNi и CoCrFeNiMn сохраняют высокую пластичность: разрушение не наблюдалось вплоть до деформаций 20–30%, когда нагружение образцов прекращалось.

Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}$, исследуемых ВЭСов увеличивается с понижением температуры. Так, для сплава CoCrFeNi $\sigma_{0,2}$ изменяется от 180 МПа при 290 К до 450 МПа при 4,2 К. Добавление Mn приводит к некоторому росту $\sigma_{0,2}$ до 230 МПа при 290 К и 520 МПа при 4,2 К.

При гелиевых температурах наблюдается изменение вида деформационной кривой от плавного к скачкообразному.

Вид температурных зависимостей предела текучести и скоростной чувствительности деформирующего напряжения, полученный для разных температур и деформаций, позволяет предположить, что процесс пластической деформации для изученных сплавов имеет термически активированный характер во всей исследуемой температурной области.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА ПРИ ОТПУСКЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Вуец А.Е., Панов В.Е.

*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
Харьков, Украина
shulc01@mail.ru*

Изучение общих закономерностей и механизмов фазовых и структурных превращений в сталях при скоростном (индукционном, контактном, лазерном и т.д.) нагреве позволили решить ряд практических задач упрочняющей термообработки изделий как поверхностной (при сохранении структуры сердцевины изделия), так и по всему сечению [1–3].

Большой интерес представляет использование отпуска с высокими скоростями нагрева (более чем $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) при термообработке крупногабаритных деталей и изделий сложной конфигурации с концентраторами напряжений с целью улучшения механических и эксплуатационных свойств.

Целью работы было исследование влияния скоростного отпуска токами высокой частоты (ТВЧ) на структуру и механические свойства сталей.

Термическая обработка состояла в закалке ТВЧ и последующего отпуска с разными скоростями нагрева (печной отпуск – $V_{\text{нагр}} \approx 0,1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и отпуск ТВЧ – $V_{\text{нагр}} \approx 400\text{--}1000\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$). Были проведены структурные исследования и механические испытания (на растяжение, ударный изгиб, а также определение износостойкости поверхностного слоя) образцов.

Результатами механических испытаний установлено, что при одинаковой твердости прочностные характеристики (σ_b , $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{упр}}$), ударная вязкость (КСУ) и износостойкость после кратковременного скоростного отпуска с нагревом ТВЧ выше, чем после объемного печного отпуска. При этом характеристики пластичности (δ , Ψ) остаются примерно на одинаковом уровне. Выполненные структурные исследования показали, что в результате высокой скорости нагрева в стали формируется высокодисперсное состояние продуктов распада при отпуске с меньшим размером областей когерентного рассеивания α -фазы, обуславливающее такие высокие показатели механических свойств.

Результаты проведенных исследований показали, что при получении одинаковой твердости после отпуска с разными скоростями нагрева более высокие механические и эксплуатационные свойства материалов достигнуты при применении высокоскоростного отпуска ТВЧ. Всё это, в сочетании с достаточной универсализацией оборудования и снижением энергозатрат при обработке позволяет широко внедрять данный метод термообработки сталей в промышленность.

Список литературы

1. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев и др. – К.: Наукова думка, 1973. – 336 с.
2. Головин Г.Ф. Высокочастотная термическая обработка: Вопросы металловедения и технологии / Г.Ф. Головин, М.М. Замятин. – 3-е изд., перераб. и доп. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1990. – 239 с.
3. Белоус М.В. Превращение при отпуске стали / М.В. Белоус, В.Т. Черепин, М.А. Васильев. – М.: Металлургия, 1973. – 232 с.

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Al-Fe

Луценко Е.В., Белозеров В.В., Зубков А.И., Зеленская Г.И., Журбий А.А.

*Национальный технический университет «Харьковский
политехнический институт», г. Харьков, Украина*
lutsenkoev@mail.ru

Алюминий является распространенным конструкционным материалом, который используется во многих областях промышленности, поэтому повышение физико-механических свойств алюминия и его сплавов является важной задачей. Использование вакуумно-плазменных технологий, позволяет получать эти материалы с рекордным уровнем прочностных и проводящих свойств, в виде пленок, фольг, покрытий и т.д. [1, 2].

В этой связи целью данной работы являлось изучение влияния технологических параметров получения на структуру и свойства конденсатов на основе алюминия. Фольги Al-Fe толщиной до 100 мкм, получали электронно-лучевым испарением в вакууме 10^{-3} Па в различных технологических условиях. Содержание железа варьировали от 1 до 7 ат.%. Особенностью этой бинарной системы является низкая (примерно 0,03 ат.%) растворимость железа в алюминии при равновесных условиях. Удельное электросопротивление контролировали компенсационным способом, измеряли микротвердость и прочностные характеристики в режиме активного растяжения. Структуру изучали рентгеновской дифрактометрией.

Обнаружено, что легирование конденсатов алюминия железом приводит к существенному уширению дифракционных линий и снижению периода кристаллической решетки матричного металла. Эти результаты свидетельствуют во первых, о повышении дисперсности структуры фольг Al-Fe по сравнению с однокомпонентными конденсатами алюминия, полученными в аналогичных условиях. Во-вторых, о формировании пересыщенных твердых растворов железа в кристаллической решетке алюминия, что дополнительно подтверждается увеличением удельного электросопротивления Al-Fe с ростом концентрации железа.

В исходном конденсированном состоянии изучаемые объекты обладают высокими прочностными свойствами [3], уровень которых определяется суммарным вкладом различных структурных параметров.

Список литературы

1. Sasaki H., Kita K., Nagahora J., Inoue A. Nanostructures and mechanical properties of bulk Al-Fe alloys prepared by electron-beam deposition // Materials transactions – JIM. 2001. V. 42, № 8. P. 1561-1565.
2. Sakurai M., Matsuura M., Kita K., Sasaki H., Nagahora J., Kamiyama T., Matsubara E. EXAFS and SAXS analysis for nano-structural origin of highstrength for supersaturated $\text{Al}_{100-x}\text{Fe}_x$ ($x = 1, 2.5$) // Materials Science and Engineering: A 375–377 2004. P. 1224–1227.
3. Зубков А.И., Ильинский А.И., Соболев О.В., Зозуля Э.В., Бармин А.Е., Луценко Е.В. Структура и свойства микрокристаллических вакуумных конденсатов // Сборник тезисов докладов 54 Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». – Екатеринбург: ФГБУН ИФМ УрО РАН. 11–15 ноября 2013 г. – С. 188.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ВАКУУМНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ Fe-W

Бармин А.Е., Ильинский А.И., Зубков А.И., Глущенко М.А.

*Национальный технический университет «Харьковский
политехнический институт», г. Харьков, Украина
axel.com.ua@gmail.com*

Сплавы на основе железа являются важнейшими и наиболее распространенными конструкционными материалами; так, чёрные металлы составляют более 90 % всего объёма используемых в экономике металлов. Одним из перспективных направлений повышения эксплуатационных свойств этих материалов является метод, направленный на формирование структур с высокой дисперсностью, а именно структур с нано- и субмикроструктурным размером зерна (НК и СМК). Несмотря на огромное количество разработанных методов получения НК и СМК материалов [1], на сегодня одной из главных и важнейших задач остается проблема сохранения их структурного состояния при энергетическом воздействии и разработки способов торможения процессов их деградации.

Целью исследования являлся анализ термической стабильности нано- и субмикроструктурной структуры и физико-механических характеристик фольг Fe-W, полученных конденсацией в вакууме [2].

Методами рентгенодифрактометрии и электронной микроскопии контролировали размер зерна, период кристаллической решетки матрицы и фазовый состав; измеряли микротвердость, удельное электросопротивление.

Результатами структурных исследований было установлено, что при изотермическом отжиге при $t = 800^{\circ}\text{C}$ в фольгах Fe-W средний размер зерна не изменялся в течение 2 часов, при этом конденсат оставался однофазным, частицы второй фазы не были выявлены ни методами электронной микроскопии, ни рентгеноструктурным анализом. Высокорастворяющей электронной микроскопией выявлен как в исходном состоянии, так и после отжигов контраст в приграничных областях зерен, которой может быть интерпретирован как зернограничные сегрегации вольфрама.

Обнаруженный факт заметного снижения величины удельного электросопротивления в пленках Fe-W при постоянном размере зерен свидетельствует об уменьшении степени неравновесности межзеренных границ при отжиге. Этот эффект может быть связан со снятием внутренних напряжений, залечиванием нанопор, несплошностей границ зерен и др. Считается [1], что подобная релаксация структуры предшествует росту зерен. Действительно, при повышении температуры отжига до 900°C в пленках Fe-W развиваются процессы рекристаллизации, которые приводят к значительному снижению механических характеристик. Важно отметить, что в металлургических сплавах Fe-W подобные процессы происходят при температурах на 300° ниже.

Список литературы

1. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. – М.: Физматлит, 2000. – 224 с.
2. Il'insky A.I., Barmin A.E., Lyabuk S.I. Structure and strength characteristics of dispersion hardened composite foils (films) based on iron and nickel // Functional materials. 2013. V. 20, №4. P. 477-484.

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ Al_2O_3 НА ПЛАСТИЧНОСТЬ ВАКУУМНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Зозуля Э.В., Ильинский А.И., Субботин А.В., Власенко Е.И.

*Национальный Технический Университет «Харьковский Политехнический Институт»
г. Харьков, Украина,
zozulya.ev@gmail.com*

Современная тенденция развития конденсированных дисперсно-упрочненных нанокompозитов (НК), имеющих практическое значение, связана с диспергированием упрочняющей фазы до размеров менее десяти нанометров, что реализуется при пониженных температурах осаждения [1]. Преимуществом таких НК является возможность реализации высоких и стабильных прочностных характеристик. Деформационное поведение получаемой высокодисперсной гетерогенной структуры имеет отличия по сравнению с композитами традиционных методов изготовления. Так, кроме высокой прочности, осажденные НК в ряде случаев проявляют высокую пластичность, обусловленную наличием установившейся стадии без упрочнения в режимах растяжения при низких гомологических температурах [2].

Целью работы являлось исследование влияния нанодисперсных частиц оксида алюминия на структуру, характеристики прочности и пластичности НК.

Исследованы НК системы $\text{Cu-Al}_2\text{O}_3$ толщиной до 40 мкм, содержащие менее 2 об.% Al_2O_3 , а также пленки меди, полученные при идентичных технологических условиях. Дисперсность зерен матрицы и упрочняющих частиц варьировали изменением температуры подложки.

Структурные исследования показали, что частицы оксида равномерно распределены в медной матрице. В тоже время введение упрочняющей фазы приводит к изменению ряда параметров, характеризующих зеренную структуру НК. Например, таких, как удельная поверхность границ зерен и фактор формы. Характер и направленность этих изменений аналогичны изменениям, проходящим в пленках меди при отжиге. Эти структурные изменения обуславливают, возможно, более продолжительную установившуюся стадию в НК по сравнению с пленками меди со сравнимым размером зерна. Между структурами пленок меди и НК существует и ряд отличий. Так, кроме наличия частиц, в НК имеется повышенная концентрация двойниковых границ. Подчеркнем, несмотря на различия в структуре между пленками меди и НК, определяющих более высокие прочностные свойства НК, для этих объектов характерна стадийность деформационного поведения, обусловленная их микрокристаллической структурой.

Полученные результаты показали возможность использования нанодисперсных частиц оксида, как инструмента для оптимизации структурного состояния, с целью достижения высокого уровня как прочностных свойств, так и пластичности НК.

Список литературы

1. Гречанюк Н. И. и др. Современное состояние и перспективы применения технологии высокоскоростного электронно-лучевого испарения и последующей конденсации в вакууме металлов и неметаллов для получения материалов электрических контактов и электродов // Электрические контакты и электроды. – 2010.
2. 2. Ильинский А.И., Терлецкий А.С., Зозуля Э.В. Влияние структуры на прочность композитов системы медь – оксид алюминия // Сб. трудов Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». – Нижний Новгород. – 2008. – т. 1. – С. 147–149.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЧНОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПСЕВДОСПЛАВОВ Cu–Ta

Зубков А.И., Ильинский А.И., Зеленская Г.И., Субботин А.В.,
Глушенко М.А.

*Национальный технический университет «Харьковский
политехнический институт», г. Харьков, Украина*
anzubkov@km.ru

Работа посвящена изучению прочностных свойств и структуры конденсатов бинарной системы Cu–Ta, как в исходном состоянии, так и после отжига, проводимых до 1000°C в течение 0,5–4 часов. Особенностью этой системы является отсутствие взаимной растворимости компонентов при равновесных условиях в жидком и твердом состояниях. Объектами исследований являлись фольги толщиной до 50 мкм, которые получали раздельным электронно-лучевым испарением составляющих компонентов и кристаллизацией смесей их паров на неориентирующих подложках в вакууме. Структуру образцов исследовали методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии. Измеряли микротвердость и прочностные характеристики в режиме активного растяжения. Путем варьирования условий получения и состава получали конденсаты с широким спектром структурных состояний: аномальные пересыщенные растворы тантала в кристаллической решетке меди, высокодисперсные двухфазные структуры с размером зерна матричного металла – меди и частиц тантала менее 100 и 10 нм соответственно [1].

После конденсации фольги Cu–Ta обладают высокими прочностными свойствами, так их предел прочности при содержании тантала около одного весового процента достигает ~ 1000 Мпа. Установлено, что отжиг до 500°C не вызывает заметных изменений структурного состояния и физико-механических свойств этих материалов. При более высоких температурах происходит необратимый распад пересыщенных растворов и рост частиц тантала. Зеренная структура остается стабильной до 800°C [2].

Температура начала рекристаллизации медной матрицы зависит от исходной структуры и содержания тантала в конденсатах. В результате прочностные свойства не снижаются после отжига, проводимых до 800°C. Напротив, при определенных условиях наблюдается их увеличение вследствие дисперсионного твердения. В работе рассмотрено влияние различных факторов на температурно-временные области стабильности структуры и физико-механических свойств этих материалов.

Список литературы

1. Зубков А.И., Ильинский А.И., Соболев О.В. О роли зернограницных сегрегаций в формировании наноструктурных вакуумных псевдосплавов // Вестник Тамбовского университета. Серия : Естественные и технические науки, 2013. – Т. 18. – Вып. 4. – С. 1994–1995
2. Зубков А.И. Термическая стабильность нанокомпозитов, кристаллизующихся в вакууме// Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки, 2010. – Т. 15. – Вып. 3 – С. 846-848

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУЛЕРОЖИВАНИЯ С ОКСИДОМ ЦИРКОНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Кобзарева Т.Ю.¹, Райков С.В.¹, Соснин К.В.¹, Ващук Е.С.¹, Будовских Е.А.¹,
Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Громов В.Е.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

³Национальный томский политехнический университет, г. Томск, Россия

kobzarevatanya@mail.ru

Фазовый анализ модифицированного слоя титанового сплава ВТ6 осуществляли методами дифракции рентгеновских лучей. Участок рентгенограммы, полученной при исследовании образца, подвергнутого электровзрывному легированию (ЭВЛ) и последующей электронно-пучковой обработке (ЭПО) представлен на рис. 1.

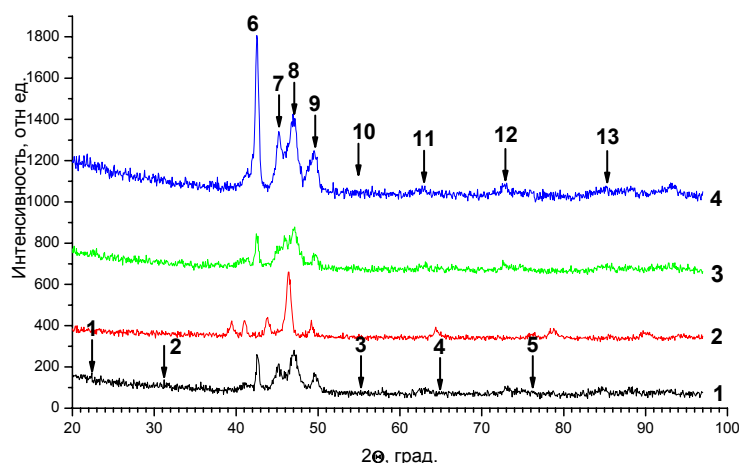


Рис. 1. Участки рентгенограмм поверхностного слоя титанового сплава ВТ6, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО по режиму: 1 – 45 Дж/см², 100 мкс, 10 имп.; 2 – 45 Дж/см², 200 мкс, 20 имп.; 3 – 50 Дж/см², 100 мкс, 10 имп.; 4 – 60 Дж/см², 100 мкс, 10 имп. при частоте следования импульсов 0,3 с⁻¹; 1 ZrO_{0.35}(100); 2 ZrO_{0.35}(101); 3 ZrO₂(202); 4 ZrO₂(031); 5 ZrO₂(113); 6 – TiC(111); 7 α-Ti(002); 8 α-Ti(101); 9 TiC(200); 10 ZrO₂(211); 11 α-Ti(102); 12 TiC(220); 13 α-Ti(103).

Основной фазой упрочняемого слоя образцов ВТ6 является α-Ti, объемная доля которого после ЭВЛ ~60 %. Наряду с α-титаном присутствуют вторые фазы, основными из которых являются TiC, ZrO₂ и α-ZrO_{0.35}. После ЭВЛ объемные доли TiC и оксида циркония практически одинаковы: 20 % и 20 %. Присутствие в легированном слое оксида циркония указывает на низкий уровень легирования титана цирконием при ЭВЛ с использованием порошковой навески. Дополнительный переплав упрочняемых образцов электронным пучком приводит к существенному изменению фазового состава легированного слоя.

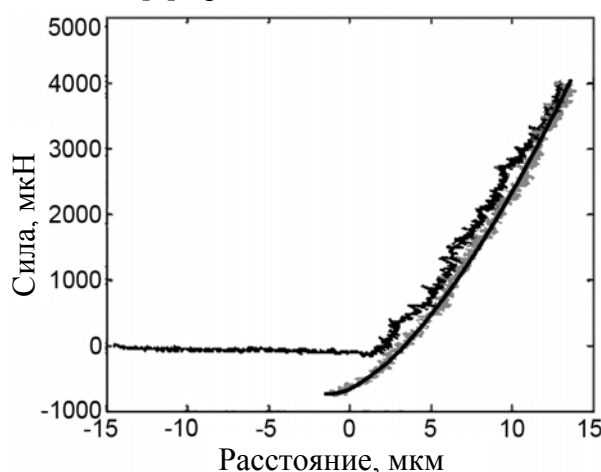
Проведя рентгеноструктурный анализ, можно отметить, что увеличение параметров кристаллической решетки α-титана протекает на фоне растворения осколков углеграфитового волокна и частиц порошковой навески и связано с легированием кристаллической решетки титана атомами кислорода и углерода. Увеличение плотности энергии пучка электронов сопровождается уменьшением параметров решетки титана, что связано с удалением атомов углерода из объема упрочняемого слоя (увеличивается относительное содержание карбидной фазы).

ОЦЕНКА АДГЕЗИОННЫХ И УПРУГИХ СВОЙСТВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Бородич Ф.М., Галанов Б.А., Картузов В.В.

Cardiff University, Cardiff, UK, borodichfm@cardiff.ac.uk;
ИПМ им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев gbaprofil@bk.ru

Обычно удельная работа адгезии w определяется экспериментальной техникой, основанной на прямых измерениях силы отрыва сферы от образца. Как правило, эти измерения являются нестабильными, вследствие неустойчивости диаграмм нагрузка-перемещение при растяжении, и на них может сильно влиять шероховатость контактирующих тел [1]. Поэтому, предлагается величину w и эффективный (приведенный) модуль упругости E^* для пары контактирующих материалов получать непрямым методом [2], который основан на обратном анализе устойчивой части диаграммы сила-перемещение ($P - \delta$), полученной чувствительным индентированием сферы в плоскую поверхность образца. Чтобы подчеркнуть принципиальное различие между этим методом и стандартными прямыми экспериментальными способами, показано, что метод [2] может быть применен только к сжимающей части кривых сила-перемещение. Пример экспериментальных ветвей нагрузка-разгрузка для кривой ($P - \delta$) дан на рисунке, где метод [2] применялся только к сжатым точкам разгрузочной ветви. Сплошная линия является кривой Джонсона-Кендала-Робертса для найденных величин масштабных характеристик [2 – 4]:



$P_c = 3\pi wR/2$ и $\delta_c = \left(27R\pi^2 w^2 / (8E^*)^2\right)^{1/3}$,
 R – радиус сферы (величины w и E^* определяются через характеристики P_c, δ_c).

Используя численное моделирование и экспериментальное тестирование образцов, показано, что метод [2] является простым и работоспособным (см. [3, 4]). Даже для сильно загрязненных образцов, ошибка была очень малой. Найдено, что средние величины характеристик являются устойчивыми и работа адгезии может трактоваться как материальный параметр в статистическом смысле.

Список литературы

1. Galanov B.A. Models of adhesive contact between rough elastic solids. International Journal of Mechanical Sciences 53 (2011) 968–977.
2. Borodich F.M., Galanov B.A. Non-direct estimations of adhesive and elastic properties of materials by depth-sensing indentation, Proc. R. Soc. Ser. A 2008, 464, 2759 - 2776.
3. Borodich F.M., Galanov B.A., Gorb S.N., Prostov M.I., Prostov Y.I., Suarez-Alvarez M.M. Evaluation of adhesive and elastic properties of materials by depth-sensing indentation of spheres, Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process. 2012, 108, 13 -18.
4. Borodich F.M., Galanov B.A., Gorb S.N., Prostov M.I., Prostov Y.I., Suarez-Alvarez M.M. Evaluation of Adhesive and Elastic Properties of Polymers by the BG Method. Macromol. React. Eng. 2013, 7, 555–563.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ НА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

Сафаров И.М.¹, Галеев Р.М.¹, Сергеев С.Н.¹,
Корзников А.В.¹, Гладковский С.В.².

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

ilfat@anrb.ru

Металлы и сплавы с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ), полученные методом интенсивной пластической деформации (ИПД), отличаются весьма высокими прочностными характеристиками, но при этом имеют пониженный уровень пластичности по сравнению с крупнозернистым исходным состоянием. Это обусловлено тем, что в сильнодеформированном состоянии накапливается высокая плотность дефектов структуры. Проведение низкотемпературного отжига позволяет повысить пластичность УМЗ сплавов в результате релаксации остаточных напряжений и получить сочетание высоких прочностных свойств и пластичности. Такой метод особенно эффективен для сплавов, слабо упрочняющихся термически, например, для низкоуглеродистых сталей, применяемых в производстве труб для нефтегазопроводов. При этом, учитывая специфику эксплуатации нефтегазопроводов в условиях крайнего Севера, очень важно обеспечить высокую ударную вязкость и низкую температуру вязко-хрупкого перехода этих сталей. Однако вопросы влияния УМЗ структур на ударную вязкость до сих пор мало освещены в литературе. Другим важным моментом является взаимосвязь морфологии второй фазы с формированием УМЗ структуры при ИПД.

В связи с этим была поставлена цель проанализировать формирование УМЗ структуры и эволюцию фазового состава в результате интенсивной тепловой пластической деформации и влияние её на прочностные характеристики и ударную вязкость в малолегированной стали 12ГБА.

ИПД подвергали сталь в исходном горячекатанном состоянии и после закалки с 900 °С в воду.

Показано, что исходные колонии перлита в результате всесторонней изотермической ковки не растворяются, при этом наблюдается уменьшение межпластинчатого расстояния и частичная фрагментация пластин цементита с их последующей сфероидизацией на краях колонии. В тоже время, если в исходном состоянии присутствуют мелкие карбиды вместо пластинчатого цементита, в процессе деформации наблюдается частичное растворение карбидов и их равномерное распределение по образцу.

Установлено, что независимо от исходной морфологии фаз, удается получить УМЗ структуру равноосного типа со средним размером зерен и субзерен 0,3-0,4 мкм. Отличие наблюдается только в морфологии карбидных частиц после ИПД.

В обоих УМЗ состояниях наблюдается резкое повышение предела текучести и прочности со снижением пластичности. При этом в УМЗ состоянии с равномерно распределенными карбидными частицами прочностные характеристики выше на 250-310 МПа, чем в стали с пластинчатым цементитом.

Наиболее высокие значения ударной вязкости наблюдались в стали с УМЗ структурой со сферическим цементитом. Температура вязко-хрупкого перехода в УМЗ состояниях сместилась в сторону более низких температур, а интервал вязко-хрупкого перехода расширился.

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 05Г2МФБ МЕТОДОМ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа
sem17@mail.ru

Широкое применение в промышленности низкоуглеродистых сталей, в частности для нефте- и газопроводов, обусловлено хорошим уровнем эксплуатационно-технологических свойств в сочетании с невысокой стоимостью [1]. С открытием и разработкой новых месторождений нефти и газа в арктическом шельфе требования ко всему комплексу свойств сталей, эксплуатируемых в этих условиях, резко повысились. В связи с этим вопрос повышения прочностных свойств в низкоуглеродистых сталях, в которых не удастся достичь требуемого уровня прочностных свойств с помощью традиционной термической обработки, становится весьма актуальным. Одним из эффективных путей решения данной проблемы является формирование в низкоуглеродистых сталях ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры. Известно [2], что методы интенсивной пластической деформации (ИПД) достаточно эффективно измельчают структуру и повышают прочностные свойства с сохранением достаточного уровня пластичности. Однако вопрос по созданию объемных заготовок из низкоуглеродистых сталей для активного внедрения в промышленность остается нерешенным. В этой работе авторы детально проанализировали УМЗ структуру стали после комбинированной деформационной термической обработки, предлагаемой для получения листовых заготовок для промышленного применения.

Комбинированная деформационная обработка включала в себя всестороннюю изотермическую ковку с последующей прокаткой в разных температурных интервалах. Показано, что комбинированная деформационная обработка применима для получения листовых заготовок с УМЗ структурой.

Электронно-микроскопические исследования показали, что полученное в процессе комбинированной деформационной обработки УМЗ состояние представляет собой структуру волокнистого типа со средним поперечным диаметром волокон около 0,4 мкм. Анализ структуры методом дифракции обратно рассеянных электронов показал, что поэтапное проведение деформации приводит к повышению доли высокоугловых границ.

Установлено, что в УМЗ состоянии низкоуглеродистые стали проявляют особо высокие прочностные свойства, превышающие свойства крупнозернистого исходного состояния более чем в 2 раза, и при этом обладают достаточно высоким уровнем пластичности. Проведение дополнительной прокатки не дало существенного повышения предела текучести и предела прочности, но привело к некоторому снижению пластичности.

Список литературы

1. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989, 288 с.
2. Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние всесторонней изотермической ковки на структуру и свойства низкоуглеродистой стали 12ГБА. Письма о материалах, 2012. Т. 2, №3, С. 117-120.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ СТАЛИ 15Х2НМФА В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Карасева Е.В., Мац А.В., Савчук Е.С., Соколенко В.И.

ИНЦ ХФТИ, г.Харьков, Украина,
vsokol@kipt.kharkov.ua

Корпусная сталь 15Х2НМФА является ферромагнетиком, что предопределяет влияние магнитной структуры на дефектную структуру материала в силу взаимосвязи магнитной и решеточной подсистем.

Ранее при исследовании деформированной и облученной корпусной стали было показано, что воздействие переменного магнитного поля может приводить к разупрочнению [1,2].

В данной работе изучены особенности ползучести при температуре 600 К стали 15Х2НМФА в различных структурных состояниях, полученных в результате облучения электронами с $E = 10$ МэВ и $D = 5 \cdot 10^{19}$ см⁻² и воздействия переменного магнитного поля $H = 700$ Э.

В исходном состоянии в процессе ползучести образцов стали при напряжениях, незначительно превышающих предел текучести, наблюдается локальная область неоднородного пластического течения.

Показано, что это результат кинетической неустойчивости структуры вследствие изменения условий деформирования и ее перестройки под действием медленно возрастающей нагрузки в режиме ступенчатой ползучести при $T = 600$ К. Трансформация структуры в процессе ползучести приводит к изменению характера пластического течения, появлению скачкообразной деформации ползучести, особенно при напряжениях близких к пределу прочности.

Облучение электронами приводит к упрочнению материала, повышению предела текучести и предела прочности в результате появления новых точек закрепления дислокаций и барьеров, образовавшихся вследствие возникновения неравновесной концентрации радиационных точечных дефектов и их комплексов.

Влияние переменного магнитного поля на процессы пластического течения упрочненной облучением стали 15Х2НМФА неоднозначно. В зависимости от режима обработки возможно как активное развитие возвратных процессов, так и повышение устойчивости структуры в процессе ползучести.

Обработка упрочненной облучением стали переменным магнитным полем напряженностью $H = 700$ Э в течение 2–3 ч позволяет снизить уровень внутренних напряжений за счет перераспределения дефектов, что приводит к уменьшению предела текучести материала. При этом возникает нестабильность пластического течения образцов корпусной стали, вследствие неоднородной локальной трансформации образовавшейся после облучения структуры, наиболее заметной в местах максимальных искажений.

Обработка переменным магнитным полем в пульсирующем режиме приводит к повышению устойчивости структуры в процессе ползучести вследствие огрубления исходной структуры и торможения процессов возврата.

1. И.М.Неклюдов, В.И.Соколенко, В.И.Ткаченко, А.В.Мац и др. // XIX Международная конференция по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению: междунар. конф., 6-11 сент. 2010 г.: Алушта, С.93-94.
2. И.М.Неклюдов, В.М.Ажажа, В.И.Соколенко, В.М.Горбатенко, А.В.Мац, и др. // XVIII Международная конференция по физике радиационных явлений и радиационного материаловедения: междунар. конф., 8-13 сент. 2008 г.: Алушта, С. 156-157.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Карасева Е.В.

ИНЦ "ХФТИ" НАН Украины, г.Харьков, Украина
jfrolova07@mail.ru

Характер внешнего воздействия однозначно определяет тип устойчивого по отношению к нему структурного состояния. По отношению к интенсивной пластической деформации при умеренных температурах, т.е. если в кристалл постоянно вводятся дислокации, движение которых задается полем напряжений, кинетически устойчивой является фрагментированная структура [1].

С целью изучения особенностей ползучести и кинетической устойчивости фрагментированных структур, созданных интенсивной пластической деформацией, исследовали образцы Zr и Zr1Nb деформированные прокаткой, Nb и NbTi, деформированные волочением, а также стали 15X2НМФА после стандартной заводской обработки.

Показано, что в процессе ползучести Zr, Zr1Nb, Nb, NbTi с мелкодисперсной фрагментированной структурой наблюдается переход от логарифмической ползучести к степенной, характерной для более высоких температур, при этом общий уровень внутренних напряжений снижается, что свидетельствует о появлении новых процессов, существенно влияющих на характер развития деформации при выдержке материала под нагрузкой.

В процессе ползучести образцов стали 15X2НМФА при напряжениях слегка превышающих предел текучести наблюдается локальная область неоднородного пластического течения. В результате дальнейший ход пластического течения материала перестает быть монотонным, наблюдается скачкообразная деформация ползучести, особенно при напряжениях близких к пределу прочности.

Показано, что в процессе деформации условиях ползучести, т.е. при изменении геометрии приложенных напряжений и скорости деформирования, наблюдается локализация и неустойчивость пластического течения всех исследованных материалов. Пластическое течение происходит за счет перестройки дефектной структуры. Этот процесс может включать разрушение исходной структурной конфигурации, созданной в результате предварительной деформации, и формирование новой структуры, менее напряженной и более устойчивой к последующему деформированию в условиях ползучести.

Причинами локализации деформации и структурной неустойчивости может быть: неоднородность исходной структуры материала; активация новых систем скольжения: изменение при растяжении направления и величины сдвиговой компоненты напряжения, действующей со стороны неупорядоченных дислокационных конфигураций на упорядоченные границы, и превышающей напряжения связи дислокаций в этих границах. Кроме того, коллективизация движения дислокаций и возникновение новых мод пластичности сопровождается местным разупрочнением, а значит усиливает локализацию. Неустойчивость исходного упрочненного состояния по отношению к воздействию локализованной пластической деформации создает каналы, вдоль которых облегчается прохождение последующей деформации, в результате макроскопическая неоднородность пластической деформации прогрессирующе увеличивается.

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин // Москва: Металлургия. – 1986. – 224 с.

ПРОЧНОСТЬ МОНОАТОМНЫХ УГЛЕРОДНЫХ ЦЕПОЧЕК

Михайловский И.М., Саданов Е.В., Котречко, С.А.
Ксенофонов В.А., Мазилова Т.И., Великодная О.А.

ИНЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
Харьков, Украина
mazilova@kipt.kharkov.ua

Моноатомные углеродные цепочки обладают чрезвычайно высокими электрическими и механическими характеристиками, что делает их перспективными для использования в молекулярных схемах цельноуглеродной наноэлектроники в качестве коммутирующих элементов. Важным параметром, определяющим долговременную стабильность работы таких электронных устройств, является устойчивость углеродных цепочек к механическому нагружению. Теоретические оценки предела прочности углеродных цепочек дают значения, превосходящие прочность всех известных объектов. Для проверки этого было проведено измерение предела прочности углеродных цепочек в полевом ионном микроскопе методом полевого нагружения. Данный метод, ранее использовавшийся для определения идеальной прочности микрокристаллов [1,2], потребовал уточнений при его применении к объектам атомного масштаба.

Показано, что в сильном электрическом поле механическая прочность объектов определяется величиной напряженности поля на эффективной электронной поверхности в момент разрушения. Проанализирован характер изменения напряженности электрического поля в пределах квантовой запрещенной зоны от поверхности ионизации до поверхности образца [3]. Установлено, что величина поля на эффективной электронной поверхности возрастает в разы при переходе от стандартных ионно-микроскопических объектов к наноразмерным. С учетом этих обстоятельств и экспериментальных данных по разрушению углеродных цепочек в электрическом поле была рассчитана их прочность, которая составила 245 ГПа при температуре 5 К и 180 ГПа при 77 К. Полученные значения, которые превышают предел прочности нанотрубок и графена, подтверждают предсказание Л. Полинга об упрочнении межатомных связей с понижением мерности системы. Таким образом, моноатомные углеродные цепочки, как яркие представители одномерных систем, являются наиболее прочными объектами в природе [4].

Список литературы

1. Rendulic K.D. and Muller E.W. // J. Appl. Phys. **37**. 2592 (1966).
2. Mikhailovskij I.M., Poltinin P.Y., and Fedorova L.I. // Sov. Phys. Solid State **23**. 757 (1983).
3. Sadanov E.V., Mazilova T.I., Mikhailovskij I.M., Ksenofontov V.A. // Phys. Rev. B **84**. 035429 (2011).
4. Mikhailovskij I.M., Sadanov E.V., Kotrechko S.A., Ksenofontov V.A., Mazilova T.I. // Phys. Rev. B. **87**. 045410 (2013).

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ, ИСПОЛЪЗУЕМЫХ В СОЛНЕЧНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ, ВЫЗВАННЫЕ СЛАБЫМ СТАЦИОНАРНЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Стебленко Л.П., Коротченко О.А., Подолян А.А., Калиниченко Д.В.,
Курилюк А.Н., Кобзарь Ю.Л., Крит¹ А.Н., Науменко С.Н., Когутюк П.П.

*Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко,
физический факультет, Киев, Украина*

¹ *Учебно-научный центр «Физико-химическое материаловедение»
Киевского национального университета имени Тараса Шевченко и НАН Украины,
Киев, Украина*

kurylyuk_a2008@ukr.net

Целью настоящей работы был анализ взаимозависимости между магнитным влиянием и релаксационными процессами, наблюдаемыми в изменении кинетики спада фото-ЭДС, а также релаксационными процессами, проявляющимися в изменении микромеханических свойств в кристаллах «солнечного» кремния (solar-Si), которые являются базовыми для изготовления солнечных элементов.

Результат влияния магнитного поля на кратковременную (τ_1) и долговременную (τ_2) компоненты спада фото-ЭДС проявлялся в следующих изменениях исследуемых характеристик. Короткая магнитная обработка ($t_{\text{МО}} = 2$ суток) приводила к возрастанию обеих компонент по сравнению со значениями, присущими исходным кристаллам solar-Si, т.е. кристаллам, которые не подвергались магнитной обработке. При увеличении времени магнитной обработки до 200 суток наблюдался эффект уменьшения обеих компонент вплоть до значений, существенно более низких, чем в исходных кристаллах. Полученные результаты могут быть не противоречиво объяснены на основе представлений, развитых в [1], которые учитывают как магнитостимулированные процессы структурной перестройки, так и процессы, связанные с изменением зарядового состояния поверхности при магнитной обработке.

Проведенные исследования позволили проследить за устойчивостью заряда сформированного при различных длительностях магнитной обработки. Было установлено, что при кратковременной магнитной обработке зарядовое состояние является нестабильным и резко уменьшается после окончания магнитной обработки. При длительной магнитной обработке сформированное на поверхности s-Si зарядовое состояние в течение продолжительного времени сохраняет устойчивость.

Полученные экспериментальные факты позволили выявить магнитостимулированное изменение не только электрофизических, но и микромеханических характеристик кристаллов solar-Si. Эти факты свидетельствуют о появлении под влиянием магнитной обработки магнитомеханического эффекта (эффекта изменения микротвердости). Выявленный эффект после окончания магнитной обработки постепенно уменьшается и через 15 суток исчезает. Последнее указывает на долговременную структурную релаксацию, стимулированную магнитным воздействием.

Список литературы

1. Кадменский А.Г., Кадменский С.Г., Левин М.Н., Масловский В.М., Чернышев В.Е. Релаксационные процессы в МДП-элементах интегральных схем, вызванные ионизирующим излучением и импульсным магнитным полем. // Письма в ЖТФ. – 1993. – Т.19, №3. – С.41 – 45.

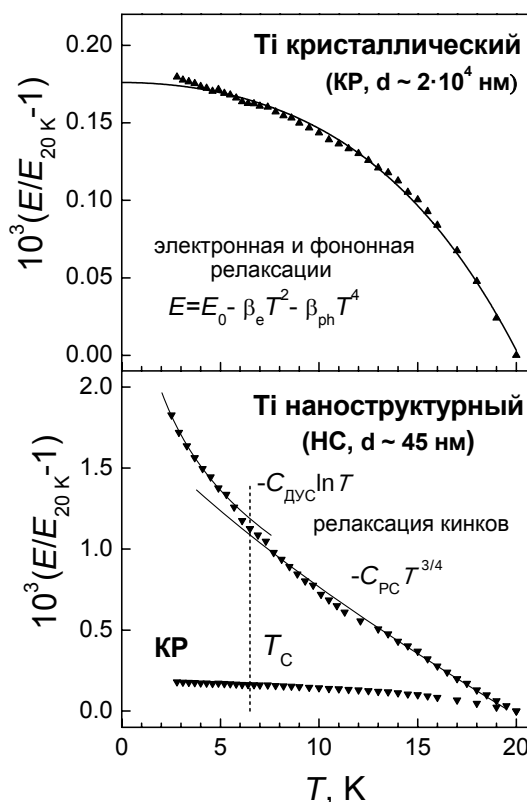
СТЕКОЛЬНАЯ «ФАЗА» В НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛАХ

Надик В.Д., Ватажук Е.Н., Паль-Валь П.П., Паль-Валь Л.Н.,
Москаленко В.А.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина
НАН Украины, Харьков, Украина
vatazhuk@ilt.kharkov.ua

По своим физическим свойствам наноструктурные (НС) материалы занимают промежуточное положение между кристаллами и стеклами, и их можно рассматривать как своеобразную смесь кристаллической и разупорядоченной (стеклоподобной) подсистем или «фаз». Известно, что в области низких и сверхнизких температур в стеклах наблюдается целый ряд специфических "стекольных" эффектов, обусловленных влиянием квазилокальных возбуждений со стохастическим спектром частот. В сильно разупорядоченных областях НС материалов также могут реализовываться условия для появления квазилокальных возбуждений, а их физико-механические свойства могут иметь характерные аномалии стекольного типа. В данной работе исследовано влияние квазилокальных возбуждений на температурные зависимости упругих свойств НС металлов при $T < 20$ К.

Объектами исследований были НС Zr и Ti, полученные в результате интенсивной пластической деформации (ИПД): размер зерна $d \sim 100$ нм (Zr) и $d \sim 35$ – 45 нм (Ti). Для сравнения были исследованы крупнозернистые (КР) образцы с $d > 1$ мкм. Температурные зависимости модуля упругости Юнга $E(T)$ измерялись методом двойного составного вибратора на частоте продольных колебаний $f \approx 73$ кГц в интервале температур $2 \text{ К} < T < 20 \text{ К}$. Установлено, что в НС состоянии модуль Юнга E в Zr и Ti на несколько процентов ниже, чем в КР состоянии. Кроме того, на зависимостях $E^{\text{НС}}(T)$ была выявлена специфическая особенность стекольного типа – переход при повышении температуры от логарифмического к степенному закону с температурой кроссовера $T_c \approx 6.5$ К (см. рисунок). Структурные искажения в НС состоянии, которые приводят к «стекольному» поведению зависимостей $E^{\text{НС}}(T)$, интерпретированы как следствие накопления в металлах под действием ИПД больших плотностей дислокаций со случайными конфигурациями дислокационных линий. Установлены аналогии динамических свойств дислокационных фрагментов (кинков) с динамикой квазилокальных возбуждений в стеклах – двухуровневых туннельных систем (ДУС) и релаксационных систем (РС), которые в теории стекол привлекаются для описания их свойств при низких температурах.



АНОМАЛЬНОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА ПРИ ПОСТ-ИПД ОТЖИГЕ НАНОСТРУКТУРНОЙ МЕДИ

Паль-Валь П.П.¹⁾, Нацик В.Д., Паль-Валь Л.Н.¹⁾,
Рыбалко А.П.²⁾, Давиденко В.А.³⁾

¹⁾ Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина
НАН Украины, Харьков, Украина, palval@ilt.kharkov.ua

²⁾ Харьковский национальный экономический университет, Харьков, Украина
n_rybalko@yahoo.com

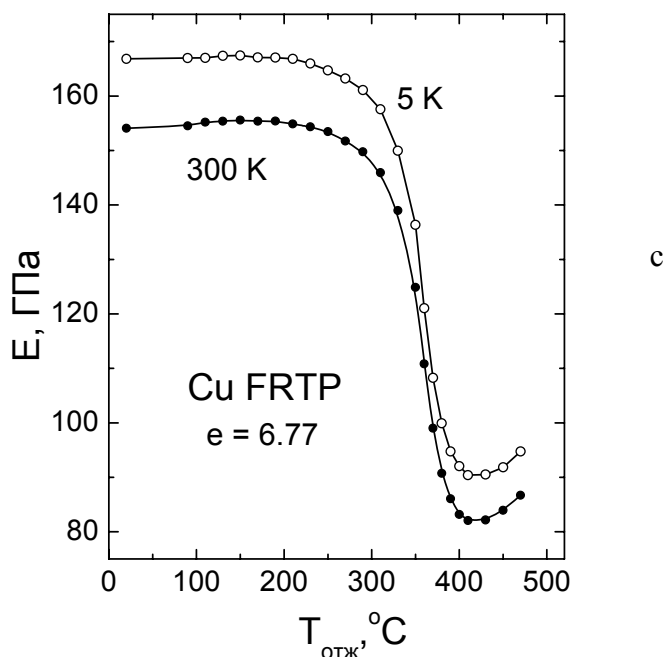
³⁾ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина, dav76@ukr.net

Полученные методом интенсивной пластической деформации (ИПД) ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы имеют неравновесную дефектную структуру, что обуславливает временную и термическую нестабильность их функциональных и эксплуатационных характеристик. В настоящей работе исследовано влияние отжига на динамический модуль Юнга УМЗ FRTP меди, полученной в результате интенсивной комбинированной пластической деформации путем гидроэкструзии (ГЭ) и волочения (В) ($e_{\Sigma} = 6.77$).

Температурные зависимости динамического модуля Юнга $E(T)$ измерялись на частоте $f \sim 70$ кГц в интервале температур 5–310 К. Измерение $E(T)$ проводилось после приготовления образцов, а также после нескольких изотермических отжигов при температурах 90–470 °C интервалом 10–20 °C.

Поведение величины модуля Юнга в образцах, приготовленных методами ГЭ и В, кардинально отличалось от поведения E в РКУП-обработанной меди. В результате РКУП модуль Юнга понижался примерно на 10 %, а при последующем отжиге величина E практически полностью восстанавливалась [1]. В отличие от этого, модуль Юнга деформированной методами ГЭ и В меди повышался на ~ 20 % по сравнению с E в крупнозернистых (КЗ) образцах (139 и 132 ГПа при 5 и 300 К). В результате изотермических отжигов при повышенных температурах величина E сначала слегка (~ 0.8 %) возрастала за счет уменьшения дислокационного вклада в E , а после $T_{\text{отж}} = 210$ °C резко уменьшалась и после отжига при $T_{\text{отж}} = 410$ °C достигала минимального значения, которое было на 35 % ниже, чем в КЗ образцах (см. рисунок).

В работе показано, что аномальное поведение модуля Юнга обусловлено развитием в процессе ИПД текстуры волочения $\langle 111 \rangle$, которая при отжиге образцов сменяется текстурой отжига $\langle 001 \rangle$.



СТРУКТУРНО-КИНЕТИЧЕСКАЯ ДИАГРАММА СТАЛИ Р6М5

Ульшин В.И., Ульшин С.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича, Киев, Украина.

ulshin@ipms.kiev.ua

На структурно-кинетической диаграмме показаны структурные области, полученные в высокотемпературном интервале перитектической кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5 и Р6М5-МП в интервале скоростей охлаждения от 0,1 до 10^7 °C/с. На верхней шкале приведены диаметры слитков, соответствующие скоростям охлаждения от 0,1 до 10^7 °C/с, рассчитанные по дендритному параметру.

Структурные области δ -феррита, γ -аустенита и эвтектик на основе карбидов M_6C , M_2C и MC ограничены криволинейными зависимостями $V_\delta = f(v_{охл})$, $V_{M_6C} = f(v_{охл})$ и $V_{M_2C} = f(v_{охл})$. При увеличении скорости охлаждения больше 0,4 °C/с происходит переход от диффузионного механизма кристаллизации к бездиффузионному. В области скоростей охлаждения от 0,4 до 10^3 °C/с, имеется «разрыв» зависимости $V_\delta = f(v_{охл})$. Эта область состоит только из метастабильных первичного аустенита и эвтектических карбидов в основном типа M_2C с постоянным химическим составом фаз при переменном их относительном количестве. При больших скоростях охлаждения $\gg 10^3$ °C/с наблюдается раздельная кристаллизация двух первичных метастабильных твердых растворов $L \rightarrow \delta + \gamma$. Они не имеют ничего общего с равновесной диаграммой состояния, и не подчиняются ее законам.

Установлено, что термовременной обработкой расплава (ТВО) можно существенно расширить область его гомогенности и границы области с ячеистой структурой, определяемой по верхней шкале на структурной диаграмме.

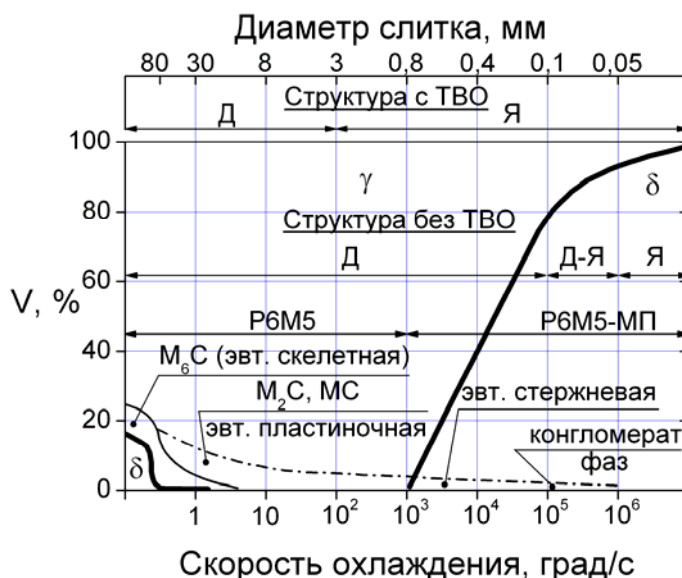


Рис. Зависимость объемных долей δ -феррита и первичного аустенита γ , карбидов M_6C и M_2C и MC при кристаллизации стали Р6М5 в высокотемпературном интервале от скорости охлаждения. Структура: Д – дендритная (до 10^5 °C/с); Д-Я – дендритно-ячеистая (10^5 °C/с); Я – ячеистая (зернистая) ($\geq 10^6$ °C/с). Границы областей:

- δ -феррита и первичного аустенита γ ;
- стабильных карбидов M_6C скелетной эвтектики;
- - - - - метастабильных карбидов M_2C и MC пластинчатой эвтектики.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЭС TiZrHfVNbTaCrMoWFeCoNiCu

Карпец М.В.¹, Мысливченко А.Н.², Макаренко Е.С.²,
Крапивка Н.А.¹, Самелюк А.В.¹.

¹ Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ, Киев

² Национальный технический университет Украины «КПИ», Киев

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭСы) являются новым и перспективным классом материалов [1]. Эти сплавы содержат 5 и более металлических элементов, при этом концентрация каждого изменяется от 5 до 35 ат.%. Уникальная кристаллическая структура этих сплавов предопределяет комбинацию таких свойств как: высокая прочность, хорошая термостабильность, высокое сопротивление износу и коррозии. ВЭСы изготавливаются, исследуются и обрабатываются теми же методами, что и традиционные сплавы. Цель данной работы – изучение фазового состава, микроструктуры и механических свойств тринадцатикомпонентного ВЭС TiZrHfVNbTaCrMoWFeCoNiCu.

Смесь гранул элементов, входящих в сплав (чистотой выше 99,5%) эквиатомного состава, была переплавлена в вакуумно-дуговой печи МИФИ-9. Слитки переплавлялись 7 раз для гомогенизации состава и охлаждались со скоростью 100 К/с.

Рентгенографические исследования проводили в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ - излучении на дифрактометре Ultima IV. На рис.1 приведена дифрактограмма изучаемого сплава, в состав которого входит тринадцать элементов, при этом он находится в двух фазном состоянии. Доминирующей фазой (60% мас.) является фаза Лавеса C14 (типа MgZn_2) с периодами решётки $a = 0,5043$ нм, $c = 0,8238$ нм, вторая фазовая составляющая (40% мас.) кристаллизуется в упорядоченной ОЦК структуре (типа CsCl) с периодом решетки $a = 0,3179$ нм.

Микроструктура сплава (рис.1) анализировалась с помощью растрового электронного микроскопа Superprobe-733 (JEOL). На ней отчетливо видны дендриты B2 структуры и междендритная область которая ассоциируется с фазой Лавеса. Между ними существует отчетливый контраст, что свидетельствует о разном химическом составе фаз.

Получен двухфазный ВЭС с высокими показателями механических свойств (микротвердость 10,3 ГПа, модуль Юнга 143 ГПа), который имеет перспективу практического применения в качестве износостойкого материала.

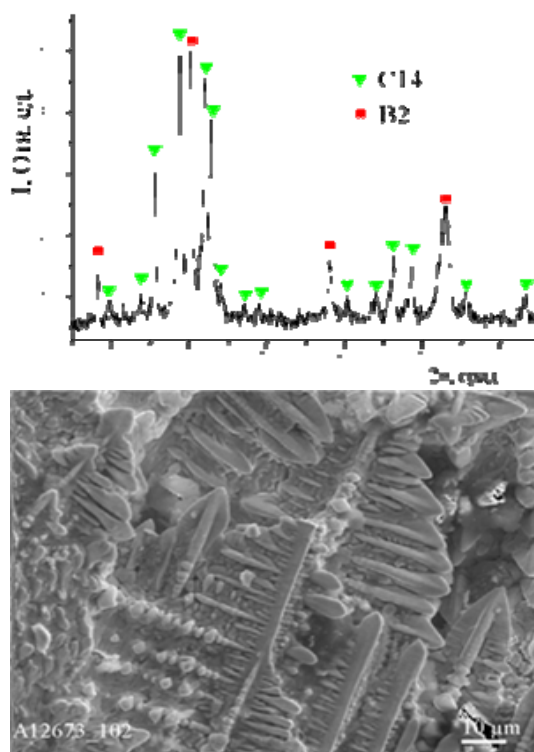


Рис.1 Рентгеновская дифрактограмма и РЭМ микроструктура сплава TiZrHfVNbTaCrMoWFeCoNiCu

- [1] Yeh J. W., Chen Y. L., Lin S. J. and Chen S. K. High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation // Materials Science Forum. – 2007. – 560. – P. 1-9.

ЦИКЛИЧЕСКИЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ТИПА «КРИСТАЛЛ $\Leftrightarrow$ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В СПЛАВЕ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сундеев Р.В.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,2}, Шалимова А.В.¹

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

² МГУПИ, Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

В работе изучалось влияния мегапластической деформации (МПД) на структурно-фазовые превращения в аморфном и частично кристаллизованном сплаве $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ при варьировании величины деформации в камере Бриджмена. Образцы для исследования были получены методом спиннингования расплава в атмосфере аргона в виде аморфной ленты, толщиной около 50 мкм и шириной 8 мм. Кристаллическое состояние получали отжигом исходной аморфной ленты. Мегапластическую деформацию проводили в камере Бриджмена при комнатной температуре в условиях гидростатического давления $P = 4$ ГПа. Число оборотов подвижной наковальни n варьировалось в пределах $1/8 - 8$. В отдельных экспериментах гидростатическое сжатие проводили без кручения.

Кристаллическое состояние сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ характеризуется наличием в структуре пластинчатого мартенсита. По мере увеличения деформации в структуре наблюдается деградация и разрушение исходной пластинчатой структуры мартенсита и переход в аморфное состояние путем деформационного растворения осколков кристаллической фазы. При деформации, соответствующей $n = 4$, исходно кристаллическая структура становится полностью рентгеноаморфной. Последующая деформация проявляется в повторении цикла: «кристаллизация – аморфизация».

Начальные стадии МПД ($n = 1/8 - 1$) аморфного состояния характеризуются появлением кристаллических фаз (объемная доля кристаллической фазы при $n = 1/2$ составляет $\sim 80\%$), затем при увеличении деформации объемная доля кристаллической фазы уменьшается и при $n = 4$ сплав полностью аморфизируется. При $n = 6$ на рентгеновском спектре наблюдается расщепление первичного гало на два синглета, на электронно-микроскопических изображениях наблюдается двухфазное аморфно-кристаллическое состояние. Еще большее возрастание деформации ($n = 8$) снова приводит к аморфизации сплава.

Таким образом, обнаружено, что в ходе МПД при комнатной температуре в исходно аморфном или исходно кристаллическом сплаве $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ реализуется нескольких циклов взаимосвязанных фазовых превращений типа «кристалл $\Leftrightarrow$ аморфное состояние». Показано, что полученные результаты могут быть объяснены в рамках предложенной ранее модели суперпозиции различных каналов диссипации упругой энергии в процессе мегапластической деформации, которая в случае сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ сопровождается прямыми и обратными термоупругими мартенситными превращениями. Наблюдение многократных циклических превращений для заданного сплава по мере увеличения деформации возможно лишь в том случае, когда он характеризуется высокой склонностью к деформационной аморфизации и одновременно высокой склонностью к деформационной кристаллизации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 12-02-00860 и 14-02-00271).

УЧЁТ КОНТАКТНОЙ ЖЁСТКОСТИ СТЫКА ДЕТАЛЕЙ БЛИЗКОЙ ТВЁРДОСТИ ПРИ РАСЧЁТЕ НА ПРОЧНОСТЬ

Матлин М.М., Казанкина Е.Н., Казанкин В.А.

Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия,
matlin@vstu.ru

Как показывают многочисленные исследования, пренебрежение при расчетах на прочность неподвижных соединений деталей машин контактной жесткостью их рабочих поверхностей может привести к значительной погрешности.

В реальных шероховатых поверхностях микронеровности, как правило, расположены на различных уровнях. При этом, если твердость материала одной из поверхностей в 2 и более раза больше твердости материала другой поверхности, то неровности более твердой поверхности внедряются в неровности более мягкой. Определение контактной жесткости в указанном случае соотношения твердостей деталей достаточно подробно представлено в научной литературе, например, в работе [1].

Однако в машиностроении часто встречается случай, когда твердости материалов поверхностей близки, в этом случае будет происходить как внедрение микронеровностей, так и их сплющивание. На первом этапе авторами рассматривается случай чисто пластического контакта, который характерен для работы тяжело нагруженных соединений.

Проведенные исследования позволили получить формулу для определения сближения номинально плоских шероховатой и гладкой поверхностей деталей при условии, что выступы (микронеровности) деформируются чисто пластически

$$h = \left(\frac{2\pi \cdot a^{1/b} \cdot F \cdot R_{\max}^{\nu}}{k_{cn} \cdot A_a \cdot b_k \cdot H\mathcal{D}_{np} \cdot R^{1-1/b}} \right)^{\frac{1}{\nu-1+1/b}},$$

где a и b – коэффициенты, зависящие от соотношения пластической твердости материала шероховатой и гладкой поверхностей $H\mathcal{D}_{ш}/H\mathcal{D}$, F , – контактная нагрузка в стыке поверхностей деталей, $R_{\max}$ – наибольшая высота неровностей профиля, k_{cn} – коэффициент силового подобия, A_a – номинальная площадь контакта, b_k и ν – коэффициенты, зависящие от вида обработки поверхности детали, $H\mathcal{D}_{np}$ – приведенная пластическая твердость, R – радиус закрепления выступов:

Таким образом, полученное решение позволит учитывать контактную жесткость рабочих шероховатых поверхностей при расчетах на прочность различных соединений деталей машин.

Исследования проведены при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00131/14 и Минобрнауки России в рамках госзадания № 2014/16 (проект № 2986).

Список литературы

1. Дрозд, М.С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М.С. Дрозд, М.М. Матлин, Ю.И. Сидякин. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.
2. Методика определения контактной жесткости деталей при близких твердостях их материалов/ М.М. Матлин, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин // Жизненный цикл конструкционных материалов (от получения до утилизации) : матер. докл. всерос. с междунар. участием науч.-техн. конф. / Иркутский гос. техн. ун-т. - Иркутск, 2013. - С. 41-46.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ МЕСТНЫХ КАОЛИНОВЫХ ГЛИН НА СВОЙСТВА ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНОГО БЕТОНА

Гувалов А.А., Аббасова С.И.

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

Применение современных методов исследований процессов, происходящих в модифицированных цементных системах, и новых технологий в практике строительного материаловедения позволяет получать материалы с заданными свойствами, управлять процессами гидратации и твердения на всех уровнях формирования структуры композиционных строительных материалов. При этом химические добавки и модификаторы выполняют одну из основных задач - направленно воздействуют на химические и физические процессы как на молекулярном уровне, так и на стадии формирования макроструктуры цементных материалов. Одним из таких модификаторов является метакаолин представляющий собой силикат алюминия, получаемый при термической обработке в заданном режиме каолинитизированных пород. В исследованиях использовались каолинитизированная порода Чанлибельского месторождения.

По своей форме метакаолин представляет пластинчатые частицы среднего размера порядка 1-2 микрон. Эти частицы примерно на порядок мельче частиц портландцемента, прекрасно достраивая его гранулометрию. Поэтому, введение метакаолина в цементные бетоны позволяет повысить пластичность и удобоукладываемость бетонных смесей, облегчить отделку бетонных поверхностей методами затирки и заглаживания, благодаря отсутствию липкости бетона к инструменту и хорошей тиксотропии.

При рациональном подборе дозировки метакаолина и пластификатора, удобоукладываемость бетона с метакаолином может оказаться даже выше удобоукладываемости бетона того же состава с тем же количеством пластификатора, но без метакаолина. В части экономии цемента метакаолин проявляет поистине синергетические свойства с пластификаторами.

Метакаолин успешно применяется в полифункциональных бетонах, в том числе, при приготовлении высокопрочных и самоуплотняющихся бетонов. Снижение дозировки цемента при производстве бетонов всегда являлось целевой функцией задачи оптимизации состава бетонной смеси. Это важно как с экономической точки зрения, что особенно актуально в последнее время, в связи с интенсивным ростом цен на цемент, так и с точки зрения повышения характеристик бетонов, в частности, снижения их ползучести и усадочных деформаций.

В сочетании с применением высокоэффективных пластификаторов, метакаолин позволяет существенно снизить количество цемента в рецептурах бетонов, особенно, в бетонах с повышенными требованиями к водонепроницаемости и морозостойкости. Опыт показывает, что уже при дозировке 2% к портландцементу метакаолин значительно повышает водонепроницаемость получаемых составов. При этом, в рецептурах высокопрочных бетонов, снижение требуемого количества метакаолина и суперпластификаторов по сравнению с составами, содержащими микрокремнезем ведет к дополнительному снижению себестоимости рецептур. Обычная дозировка метакаолина – 3–5% к портландцементу.

Преимущества применения метакаолина является повышение ранней и конечной прочности и непроницаемости бетона, повышение седиментационной стойкости и улучшение пластичности и перекачиваемости бетонных смесей.

ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Манухина Д.В., Лосев А.Ю., Потапов А.Е., Косенков И.А.

*Московский государственный технический университет им.Н.Э. Баумана,
Калужский филиал, г.Калуга, Россия,
dmanuhina@gmail.com*

Акустопластический эффект – это изменения пластических свойств кристаллов под действием ультразвука. Эффект зависит не только от параметров ультразвука, но и от исходного состояния образца [1]. В данной работе рассмотрено влияние ультразвукового поля на предел текучести, который и характеризует величину акустопластического эффекта, для исследования закономерностей которого были рассмотрены модели и методики моделирования подробно описанные в работе [2].

При наличии ультразвукового поля, величина критического напряжения, необходимого для преодоления скользящей дислокацией модельной площадки, пересекаемой колеблющимися дислокациями леса меньше, чем в случае неподвижного ансамбля, что доказали и проведенные тестовые компьютерные эксперименты, то есть наличие ультразвука будет приводить к повышению пластичности образцов.

Для нас основной характеристикой влияния ультразвука на характеристики кристалла будет служить величина эффекта пластификации. В ходе компьютерных экспериментов было установлено, что его величина зависит от двух факторов: плотности дислокаций леса, процентного соотношения положительных и отрицательных дислокаций. Анализ расчётных данных показал, что при наличии в дислокационном ансамбле дислокаций противоположных знаков, будет происходить уменьшение величины критического напряжения, необходимого для преодоления скользящей дислокацией модельной площадки при заданной плотности дислокаций леса. В случае, когда соотношение разноименных дислокаций равно 50:50, а плотность дислокационного леса 10^6 см^{-2} , величина критического напряжения уменьшается на 25% по сравнению с значением для неподвижного леса, а при плотности порядка 10^9 см^{-2} – 60%. Полученное распределение точек в рамках относительных погрешностей с хорошей точностью аппроксимируется линией тренда полинома 2-го порядка. Аналогичные зависимости получаются и для ансамблей с соотношениями 40:60 и 20:80 разноименных дислокаций. Таким образом, максимальная величина эффекта пластификации наблюдается при условии равенства положительных и отрицательных дислокаций в ансамбле. При изменении соотношения разноименных дислокаций происходит незначительное изменение величины эффекта пластификации: так при изменении соотношения знаков дислокаций леса с 50:50 на 20:80 он уменьшается приблизительно на 7% (плотность дислокационного ансамбля $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$).

Список литературы

1. Тяпунина Н.А., Наими Е.К., Зиненкова Г.М. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами. – М.: Изд-во МГУ, 1999. – 238 с.
2. Манухина Д.В., Потапов А.Е., Лосев А.Ю., Супрун И.В. Различные подходы к математическому и компьютерному моделированию эволюции источника Франка-Рида в ультразвуковом поле. Вестник ТГУ им Г.Р. Державина. 2012. Т.17, вып.4.С. 1095-1099.

ВЛИЯНИЕ НАКЛОНА РЕАГИРУЮЩЕЙ СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДИСЛОКАЦИИ НА ДЛИНУ И ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ

Куринная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А.

ТГАСУ, Томск, Россия,

riklaz@mail.ru

В работе использовался предложенный ранее авторами метод [1] для определения прочности дислокационных соединений, образовавшихся в результате дислокационной реакции. При определении минимума энергии дислокационной системы, возникающей в результате реакции, учитывается реальная, трехмерная картина взаимодействия реагирующих дислокаций некомпланарных систем скольжения. Геометрия дислокационного соединения EF рассмотрена для случая произвольного, несимметричного пересечения реагирующих дислокаций: скользящей дислокации QP первичной системы скольжения и дислокации леса NM вторичной системы которые пересекаются в точке O (рис.1). Произвольное пересечение реагирующих дислокаций характеризуется параметрами $\gamma_g = QO : QP = 0,1 \div 0,9$ и $\gamma_f = NO : NM = 0,1 \div 0,9$, отражающими отношения сегментов реагирующих дислокаций (схемы на рис. 1, а).

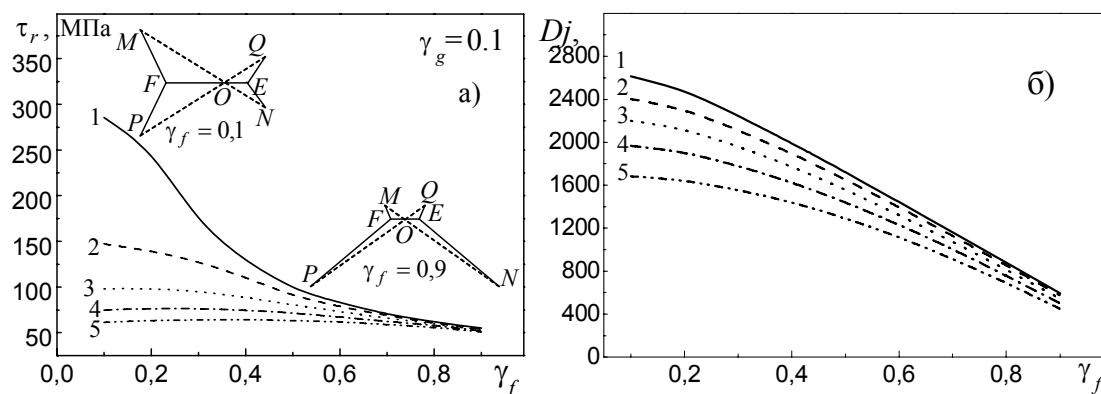


Рис. 1. Зависимость напряжения разрушения $\tau_r(\gamma_f)$ – (а) и длины дислокационного соединения $Dj(\gamma_f)$ – (б) от геометрии пересечения реагирующих дислокаций при значениях $\gamma_g = 0,1$ и $\gamma_f = 0,1 \div 0,9$ для реакции $\overline{BA}, d + \overline{AD}, c = \overline{BD}, c$, оси деформации $[100]$, плотности $\rho = 10^{13} \text{ м}^{-2}$.

Углы наклона скользящей дислокации PQ к линии пересечения плоскостей реагирующих дислокаций (к линии соединения EF) задавались от $\alpha = 10^0$ до $\alpha = 50^0$ (рис. 1, кривые 1–5). Значение угла наклона дислокации леса принято $\phi = 10^0$, при фиксированном значении $\gamma_g = 0,1$ и изменяющихся значениях $\gamma_f = 0,1 \div 0,9$.

Выявлено, что длина соединения наибольшая для наименьших углов наклона α (рис.1). При пересечении реагирующих дислокаций в отношении $\gamma_g = 0,1$ и $\gamma_f = 0,1$ образуются наиболее длинные и наиболее прочные соединения. Если $\gamma_g = 0,1$ и $\gamma_f = 0,9$, то образуются наиболее короткие и наименее прочные соединения.

1. Куринная Р.И., Зголич М.В. Старенченко В.А. Расчеты длин дислокационных соединений в ГЦК-кристаллах. Изв. Вузov «Физика». 2004. – №7. – С. 19–25.

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ

Ткаченко В.Г.

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

В связи с решениями международных конференций (“Euromat-2005, “Magnesium-2008”) к конструкционным металлическим сплавам, работающим в условиях длительной эксплуатации, предъявляются повышенные требования, которые учитывают зависимые от времени (релаксированные) характеристики деформации модуля упругости, длительной прочности и долговечности металлических сплавов[1]. В рамках структурно-энергетической концепции [2,3] разработана физическая теория полезной (исключающей разрушение) длительной прочности (ПДП), основанная на дислокационной модели зависимого от времени сопротивления микротекучности для поликристаллических твердых растворов, содержащих дислокационные наносегменты с подвижными узлами закрепления. В отличие от классической теории Гранато-Люкке, описывающей силовой отрыв дислокаций от фиксированных разбавленных атмосфер Коттрелла в монокристаллах, в предложенной модели анализируются термически активированные механизмы динамического торможения дислокаций, контролирующие скорость упругой и дислокационной релаксации энергии ниже макроскопического предела текучести при высоких напряжениях и низких температурах ($\tau^* v^* > kT$) и при низких напряжениях и высоких температурах ($\tau^* v^* \ll kT$). Здесь τ^* – эффективное напряжение сдвига; v^* – эффективный активационный нанобъем. Аналитические решения позволяют разделить энергетические вклады силового взаимодействия и термической активации в условиях прерывистого (повторного) закрепления дислокаций. На этой основе сформулирован дислокационный критерий ПДП [3], который связывает сдвиговую упругую устойчивость кристаллической решетки и линейное натяжение (избыточную энергию) дислокаций с локальным напряжением торможения дислокаций ($\Delta\tau^*$) в критических точках (бифуркаций). Теоретические результаты согласуются с данными эксперимента для металлических поликристаллов с ГПУ, ГЦК и ОЦК структурой и могут быть использованы для количественной оценки потенциала жаропрочности/термического сопротивления новых экспериментальных сплавов с эффектом Портевена – Ле Шателье. Ограничение подвижности и активности дислокаций в нанобъемах твердых растворов ($20\text{--}40b^3$) замедляет скорость ползучести магниевых сплавов до 10^{-10} с^{-1} и повышает их длительную прочность при 70–100 МПа до 150–200 часов.

Список литературы

1. Frazier W.E. Adv. Mater. Processes, 134(5), 42-46 (1988).
2. Ткаченко В.Г. Наноструктурное материаловедение, №4, 61-87 (2012).
3. Ткаченко В.Г. Проблемы прочности, №5, 58-71 (2013).

МОДЕЛИРОВАНИЕ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА И НАНОКЛАСТЕРНОГО МЕХАНИЗМА УПРОЧНЕНИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Абрамов А.А., Ткаченко В.Г.

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

Формы структурной организации материи качественно изменяются с уменьшением пространственных масштабов. Это касается и законов ее движения в коллективных взаимодействиях, а также функционирования связанных (кластерных) соединений, особенно в многоатомных или многокомпонентных сплавах. Впервые теплофизическими методами высокотемпературной калориметрии (ДТА/ДСК) выявлены и измерены с высокой точностью (0,01 Дж/г) слабые (знакопеременные) тепловые эффекты, которые обусловлены экзо- и эндотермическими реакциями образования и распада нанокластерной структуры ближнего порядка в жидких металлах (односортные кластеры Al_m и Mg_n) и в сплавах с кластерообразующими легирующими элементами (Li, Si, Ba, Gd, Ti), которые образуют жидкие кластерные соединения (Al_mLi_n , Al_mSi_n , Mg_mBa_n , Mg_mGd_n , Al_mTi_n) [1]. С этих позиций расшифрована природа эффекта электрогидроимпульсной обработки (ЭГИО). Низкочастотные импульсы (2–6 Гц) под давлением формируют энергетически благоприятную кластерную структуру жидкого сплава (Mg–Ba, Mg–Al–Ca–Ti и Al–Si, Fe систем), повышают растворимость и эффективность легирования т.н. несмешиваемых систем (напр., ГПУ Zn–Rb) и труднорастворимых элементов с большой энтальпией смешения (16–30 кДж/моль в системе ГПУ Mg–Ti) и изменяют кинетику кристаллизации расплавов с различным типом химической связи. Методами молекулярной динамики с использованием различных приближений (FLAPW, DFT, EAM) проведен комплекс теоретических расчетов и компьютерных (вычислительных) экспериментов для моделирования коллективных взаимодействий и ближнего порядка атомных группировок (односортных кластеров Me_n и кластерных соединений A_mB_n) с оценкой их электронной структуры и прочности межатомной связи. Отмечается повышение прочности межатомной связи в кластерных соединениях A_mB_n (например, $Mg_{16}Ba_2$ или $Al_{18}Ba_9$) из-за гибридизации s-, p-электронных состояний матрицы с d-электронными состояниями легирующих элементов. При этом структурная наследственность этих соединений сохраняется в широком интервале температур (пред- и постплавления). Подтверждается кластерный механизм упрочнения твердых растворов доэвтектических сплавов с сильным химическим взаимодействием компонентов. В результате движения дислокаций происходит изменение энергии при нарушении порядка и возникает взаимодействие ближнего и дальнего порядка.

Список литературы

1. В.Г. Ткаченко, А.А. Щерецкий, А.А. Абрамов, А.Н. Малка, А.С. Вовчок Физико-механические свойства модифицированных магниевых сплавов с кластерообразующей структурой расплава // Электронная микроскопия и прочность материалов. – К.: ИПМ НАН Украины. – 2013. – Вып. 19. – с. 52–65.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ДЕФОРМАЦИИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГПУ И ГЦК МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Чиркина Л.А., Лазарева М.Б., Соколенко В.И., Оковит В.С.,
Калиновский В.В., Мац А.В., Черняк Н.А.

Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”
г.Харьков, Украина,
mlazareva@kipt.kharkov.ua

Исследовались различные виды деформационного воздействия:

1. Деформация прокаткой и волочением. Вследованы Zr, Hf, Ti, Al–Mg–Li и сталь 06X16H15M3Б.
2. Деформация в условиях всестороннего сжатия методом квазигидроэкструзии (КГЭ). Исследовался титан марки BT1-0 и сталь 06X16H15M3Б.
3. Сочетание 1 и 2 видов деформации на стали 06X16H15M3Б.

Для деформации прокаткой и волочением характерно [1]: а) значительное упрочнение увеличивающееся с понижением температуры деформации; б) большая скорость накопления деформационных дефектов и уровня внутренних напряжений от степени деформации; в) относительно низкий уровень термоустойчивости физико-механических характеристик; г) ярко выраженная анизотропия распределения внутренних напряжений в объёме деформированного объекта.

Для деформации КГЭ отмечается [2]: а) меньшие значения прироста механических характеристик, внутренних напряжений и скорости накопления деформационных дефектов по сравнению с деформацией прокаткой и волочением (BT1-0, сталь 06X16H15M3Б и сплав Al–Mg–Li); б) увеличение температуры T_0 начала атермического участка зависимости $\sigma(T)$ и повышение стартовых напряжений работы источников Франка-Рида, что обусловлено понижением энергии дефектов упаковки и увеличением ширины расщепления дислокаций (BT1-0); в) аномальный рост модуля сдвига BT1-0 (до 10%), что связывается с возникновением в объёме образца значительного количества расщепленных дислокаций с ГЦК решеткой.

При сочетании волочения и КГЭ (сталь 06X16H15M3Б) установлено [3]: а) самый высокий уровень упрочнения по сравнению с отдельно осуществляемыми волочением и КГЭ; б) необходимость оптимального соотношения степеней деформации волочением и всесторонним сжатием для получения максимального упрочнения; в) реализация наибольшей полноты $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в стали по сравнению с результатами для 1 и 2 видов воздействий.

Приведенные экспериментальные данные свидетельствуют об эффективности использования сочетания видов деформации с разными эпюрами напряжений для получения материалов с заметно улучшенными физико-механическими свойствами.

Список литературы

1. М.Б.Лазарева, В.С. Оковит, Л.А.Чиркина, М.П.Старолат, В.В. Калиновский, И.Ф.Борисова, В.И.Соколенко, К.В. Ковтун // ВАНТ, 2009, №6(18), с.32-35.
2. Л.А.Чиркина, М.Б.Лазарева, В.И.Соколенко, В.В.Калиновский, П.А.Хаймович, В.С.Оковит // ВАНТ, 2014, №1(89), с.115-119
3. И.М.Неклюдов, О.И.Волчок, В.В.Калиновский, В.С.Оковит, В.И.Соколенко, П.А.Хаймович, Н.А.Черняк, Л.А.Чиркина // ВАНТ, 2008, №1(17), с.108-114.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 08X17N14M2 И 08X18N10T, ЛЕГИРОВАННЫХ ВОДОРОДОМ

Мельников Е.В.¹, Козлова Т.А.², Тукеева М.С.¹, Майер Г.Г.¹,
Астафурова Е.Г.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

melnickow-jenya@yandex.ru, elena.g.astafurova@gmail.com

²Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ) исследовали влияние прокатки, комбинированной с обратимым легированием водородом, на структурно-фазовые превращения в аустенитных нержавеющей сталях 08X18N10T и 08X17N14M2. Электролитическое насыщение образцов (пластины размером 10×15×1 мм) водородом проводили в 1М растворе серной кислоты (H₂SO₄) с добавлением тиомочевины (CH₄N₂S) при комнатной температуре и плотностях тока 10, 100, 200 мА/см². Продолжительность наводороживания составляла 5 часов. Пластическую деформацию проводили непосредственно после наводороживания методом плоской прокатки с обжатием (ϵ) на 25, 50, 75 и 90%.

Прокатка с предварительным введением водорода и без него приводит к измельчению структуры до ультрамелкозернистого состояния со средним размером субзерна 200-300 нм. Независимо от режима обработки на картах, полученных методом ДОЭ, и электронно-микроскопических изображениях видна ориентированная структура, сформированная при прокатке. Полосовые структуры, наблюдаемые в зернах аустенита методом ДОЭ, косвенно подтверждают развитие механического двойникования, которое наблюдается методом ПЭМ.

В стали 08X18N10T при деформации протекает фазовое γ - α' превращение. Методами магнитофазового и рентгенофазового анализа установлено, что объемная доля α' -фазы нелинейно возрастает с увеличением степени обжатия при прокатке стали 08X18N10T. Введение водорода перед прокаткой способствует проявлению ϵ -мартенсита в структуре стали и увеличению α' -фазы по сравнению с состоянием после прокатки без наводороживания, этот эффект наиболее ярко проявляется при степенях обжатия 50 и 75%. Сталь 08X17N14M2 как с водородом, так и без него остается устойчивой к γ - α' фазовому превращению при прокатке. Методом ПЭМ в структуре этой стали наблюдали образование ϵ -мартенсита. Легирование водородом перед прокаткой приводит к усилению вклада от механического двойникования и, соответственно, увеличению доли двойниковых границ в структуре.

Микротвердость при прокатке увеличивается по сравнению с исходными образцами. Предварительное легирование водородом оказывает слабое влияние на величину микротвердости в стали 08X18N10T. Наводороживание стали 08X17N14M2 вызывает уменьшение микротвердости на 0,1-0,6 ГПа при степени обжатия ϵ = 25%, а при ϵ = 50–90%, напротив, приводит к ее росту на 0,2–0,6 ГПа.

Работа выполнена с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования и Белгородского государственного университета.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Остапенко^{1,2} М.Г., Мейснер^{1,3} Л.Л., Лотков¹ А.И., Гудимова^{1,3} Е.Ю.,
Захарова² М. А.

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики
прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
Томск, Россия, artifakt@ispms.tsc.ru

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия

³Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия

В настоящее время все большее распространение получает использование импульсных воздействий электронными пучками для модификации поверхности и поверхностных свойств металлов, сталей и сплавов. Известно, что в результате обработки электронными пучками, не только в областях прямого воздействия электронным пучком и переплава, но и в нижележащих слоях обрабатываемых материалов возможно формирование неравновесных структурно-фазовых состояний, которые и отвечают за изменение физико-химических и механических свойств материалов на поверхности и приводят к улучшению этих свойств.

Целью работы было исследование влияния импульсных электронно-пучковых воздействий с различной плотностью энергии в пучке на изменение структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях никелида титана.

В работе исследовались плоские образцы из сплава $\text{Ti}_{49,5}\text{Ni}_{50,5}$ размерами $(1 \times 15 \times 15) \text{ мм}^3$, которые подвергались импульсным электронно-пучковым воздействиям с использованием источника сильноточных электронных пучков низкой энергии при следующих параметрах воздействия: плотность энергии в электронном пучке составила $E_1 = 15 \text{ Дж/см}^2$, $E_2 = 20 \text{ Дж/см}^2$ и $E_3 = 30 \text{ Дж/см}^2$; длительность импульса $\tau = 150 \text{ мкс}$, количество импульсов $N=5$. Рентгеновские исследования структурных состояний фаз, формирующихся в приповерхностных слоях TiNi проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия, ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, г. Томск) в CoK_α -излучении по симметричной и асимметричной схемам съемок.

Анализ дифракционных картин, изменения фазового состава и параметров решеток фаз В2 по глубине анализируемого слоя образцов TiNi после облучения импульсными низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками показал, что увеличение плотности энергии в электронном пучке от $E_1 = 15 \text{ Дж/см}^2$ до $E_3 = 30 \text{ Дж/см}^2$ приводит к увеличению объемной доли мартенситной фазы В19' в приповерхностном слое толщиной не менее 10 мкм от ~5 об.% до ~80 об.%, соответственно. Установлено, что растворение фазы Ti_2Ni в поверхностном, расплавляемом на глубину до ~10 мкм, слое приводит к изменению соотношения Ti и Ni в основной фазе В2, образовавшейся в результате затвердевания расплавленного слоя. Сформированная в этом модифицированном слое основная фаза обогащена титаном, по сравнению с его исходным содержанием в фазе В2 до облучения.

Исследования проведены в рамках Г/б проектов № III.23.2.1, Государственного контракта № 16.522-11-2019 и при финансовой поддержке стипендиального фонда Президента Российской Федерации (СП-236.2012.4).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ПОД ВЛИЯНИЕМ ВЫСОКОВОЛЬТНОГО ИМПУЛЬСНОГО ПОТЕНЦИАЛА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НИТРИДА ТИТАНА

Мейлехов А.А., Соболев О.В., Андреев А.А., Столбовой В.А., Пинчук Н.В.

*Национальный технический университет «ХПИ»,
каф. «Материаловедение», Национальный научный центр «ХФТИ»;
г. Харьков, Украина*

Повышенный интерес, который проявляется исследователями в последнее десятилетие к покрытиям на основе нитридов и карбидов тугоплавких металлов, связан с удачным сочетанием в них высокой твердости с износостойкостью и химической стабильностью, что сделало такие покрытия очень перспективными для различного промышленного использования [1].

Целью исследования является проведение анализа влияния на структуру, упруго напряженно-деформированное состояние и механические свойства TiN покрытий высоковольтного импульсного стимулирования процесса осаждения и моделирование имплантационных процессов.

Покрытия были получены с использованной модернизированной установки «Булат -6» снабженной высоковольтным импульсным генератором, подающим напряжение на положку. Исследование структуры и напряженно-деформированного состояния проводилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М.

Используя программу TRIM [2], проведено моделирование процессов, которые происходят во время ионной имплантации, распыления и ионно-лучевого перемешивания. Моделирование проходило в режиме “MonolayerCollisionSteps/ SurfaceSputtering”, который наиболее соответствует требованиям для получения реальных пленок TiN. Во время моделирования в этом режиме учитываются все каскадные повреждения. Каждый атом наблюдается до того времени, пока его энергия не упадет ниже минимальной пороговой энергии смещения любого атома мишени. Таким образом, анализируются все повреждения мишени, которые возникли во время столкновений.

Проведение компьютерного моделирования позволило установить, что при изменении энергии во время образования TiN покрытий изменяются процессы, которые влияют на образование вакансий, напряженное состояние, толщину и структуру покрытий. Результаты моделирования сравнены с реальными экспериментами. Установлено, что подача высоковольтного импульсного потенциала смещения повышает подвижность частиц и приводит к релаксационным процессам при каскадообразовании. Последнее обеспечивает снижение ростовых напряжений сжатия и разориентацию зерен-кристаллитов при малом постоянном $U_{\text{пп}}$. При этом, как показали экспериментальные исследования, по абсолютной величине, как в случае отсутствия высоковольтных импульсов, так и при их воздействии, повышение постоянного напряжения $U_{\text{пп}}$ приводит к увеличению упругой деформации. Важным показателем работоспособности TiN покрытий является их износостойкость. Проведенные в работе исследования стойкости режущих пластин из быстрорежущей стали Р6М5 с покрытием TiN путем точения стали 45 показали, что резцы с покрытием, нанесенным в условиях высоковольтного импульсного воздействия (ВИБ), более эффективные даже при низком постоянном отрицательном потенциале $U_{\text{пп}}$ [3].

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. Справочник / Под ред. Т.Я.Косолаповой. - М.: Металлургия, 1986. -928 с.
2. <http://www.srim.org/SRIM/SRIMLEGL.htm>

3. O. V. Sobol', A. A. Andreev, S. N. Grigoriev, V. F. Gorban', M. A. Volosova, S. V. Aleshin, V. A. Stolbovoi Effect of high-voltage pulses on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings Metal Science and Heat Treatment July 2012, Volume 54, Issue 3-4, pp 195-203

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УМЗ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

**Табачникова Е.Д.¹, Псарук И.А.¹, Смирнов С.Н.¹,
Бейгельзимер Я.Е.², Гусар Ю.В.², Климова М.В.³, Козин А.Н.³**

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

² *Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина,
Донецк, Украина.*

³ *Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия.*

psaruk@ilt.kharkov.ua

В работе проведено экспериментальное изучение механических свойств титанового сплава Grade 2 в разных структурных состояниях: крупнозернистом (КЗ) со средним размером зерен $d \sim 15$ мкм (состояние 1), а также в двух ультрамелкозернистых (УМЗ) состояниях, полученных методом винтовой экструзии с разным числом проходов n (состояние 2 с $n = 1$, $d \sim 3$ мкм и состояние 3 с $n = 4$, $d \sim 350$ нм).

Изучались механические свойства образцов, деформируемых одноосным сжатием и растяжением на жесткой деформационной машине с относительной скоростью деформации $3,4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в области температур от 300 до 4,2 К. Образцы были вырезаны двумя способами: с осью деформирования параллельной (тип 1) или перпендикулярной (тип 2) к оси экструзии.

Переход от КЗ к УМЗ состоянию во всем интервале температур приводил к увеличению предела текучести σ_{02} и деформирующих напряжений при сохранении высокой пластичности (не меньше 20%). Так, для состояния 2 величина σ_{02} при сжатии возрастала в 1,5 раза, а для состояния 3 – в 2 раза по сравнению с состоянием 1.

При деформации сжатием в отличие от КЗ состояния 1, в УМЗ состояниях 2 и 3 наблюдалась анизотропия механических свойств (в состоянии 2 величина σ_{02} для образцов типа 1 на 10% больше соответствующих значений для образцов типа 2).

При температуре 4,2 К для всех структурных состояний наблюдалось изменение вида пластического течения от плавного к скачкообразному. С увеличением величины деформации глубина скачков деформирующего напряжения увеличивалась (в среднем от 10 до 210 МПа).

Проанализированы низкотемпературные особенности механических свойств сплава в разных структурных состояниях, полученных методом винтовой экструзии и проведено их сравнение с механическими свойствами сплава Grade 2 полученного другими методами интенсивной пластической деформации (РКУП, криопрокатка).

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CoCrFeNiMnV x

Степанов Н.Д.¹, Шайсултанов Д.Г.¹, Салищев Г.А.¹,
Тихоновский М.А.², Колодий И.В.², Тортика А.С.²

¹Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия

²ННЦ "Харьковский физико-технический институт" НАНУ
г. Харьков, Украина

Недавно предложенная концепция высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов) [1] привлекает широкое внимание исследователей из-за комплекса свойств, которыми могут обладать такие сплавы. Однако, закономерности формирования микроструктуры в ВЭСах в зависимости от состава сплавов до сих пор непонятны. Изначальные предположения о том, что присущая ВЭСам высокая энтропия смешения препятствует образованию упорядоченных фаз или интерметаллидов [1], не соответствуют действительности [2,3]. Например, известно, что при добавлении в сплавы системы CoCrFeNiMn, обладающие простой твердорастворной ГЦК структурой, ванадия происходит образование сигма-фазы [4,5]. Для лучшего понимания формирования микроструктур в ВЭСах представляет интерес исследование влияния содержания ванадия на микроструктуру сплавов на основе CoCeFeNiMn, которое и было выполнено в данной работе. Также была изучена зависимость механических свойств сплавов от состава.

Микроструктура сплавов была изучена методами рентгеноструктурного анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии с использованием энергодисперсионных анализаторов. Сплавы с $x = 0$ и $x = 0.25$ демонстрируют однофазную крупнозернистую микроструктуру на основе ГЦК решетки. Повышение содержания V до $x = 0.5$ приводит к выделению в матрице частиц сигма-фазы неправильной формы размером около десяти мкм, обогащенных хромом и ванадием, расположенных как по границам, так и теле зерен. Дальнейшее повышение содержания V до $x = 0.75$ ведет к повышению объемной доли сигма-фазы и увеличению размеров ее частиц до нескольких десятков мкм. Также стоит отметить, что внутри частиц сигма фазы наблюдается образование частиц ГЦК фазы с химическим составом, аналогичным составу матричной фазы. В сплаве с максимальным содержанием V $x = 1$ сигма-фаза становится матричной, а ГЦК фаза уже в виде частиц расположена по границам зерен, а также в матрице. Было показано, что увеличение содержания V приводит к заметному упрочнению сплава – микротвердость возрастает со 170 HV до 650 HV при $x = 0$ и $x = 1$, соответственно, а предел текучести при испытаниях на сжатие возрастает со 190 до 1660 МПа. Упрочнение сопровождается заметным охрупчиванием сплавов. Анализируются закономерности эволюции фазового состава сплавов и взаимосвязь между структурой и свойствами.

Список литературы

1. J.-W. Yeh et al., Adv. Eng. Mater. (2004) 6 (8) 299-303.
2. S.Singhet et al., Acta Mater. (2011) 59 182-190
3. D.G. Shaysultanov et al., JOM (2013) 65 (12) 1815-1828
4. F.Otto et al., Acta Mater. (2013) 61 2628-2638
5. G.A. Salishchev et al., J. Alloys Comp. (2014) 591 11-21

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

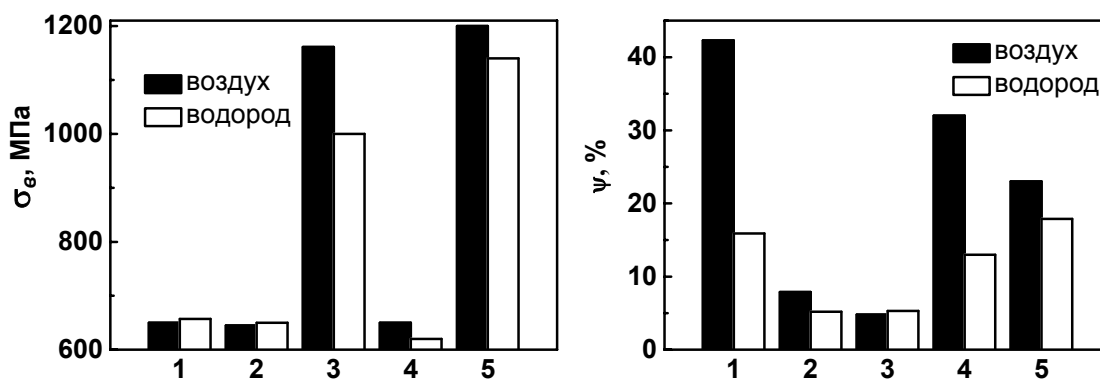
Кырылив В. И., Максимив О. В., Крет Н. В.

Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины,
г. Львов, Украина,
kyryliv@ipm.lviv.ua

В последние годы замечен большой интерес к уникальным свойствам нанокристаллических структур (НКС). Актуальная задача этого научного направления – разработка технологий получения таких структур с высокими механическими свойствами. Разработано ряд технологий получения объемных и поверхностных НКС интенсивной пластической деформацией (ИПД). В ФМИ НАН Украины разработано технологию получения поверхностных НКС интенсивной пластической деформацией с помощью механоимпульсной обработки (МИО). Сущность технологии состоит в скоростном нагреве поверхностных слоев за счет трения специального металлического инструмента до субкритических температур и быстром охлаждении за счет отвода тепла в упрочняющий инструмент, деталь и технологическую среду (ТС). При таких условиях скорость пластической сдвиговой деформации достигает $10^2 - 10^3 \text{ с}^{-1}$. Это ведет к формированию в поверхностных слоях градиентной НКС глубиной до 800 мкм. За счет быстрого нагрева проходят структурно-фазовые изменения и насыщение поверхностных слоев элементами ТС за счет их деструкции в зоне фрикционного контакта (ФК). Механические свойства в большой степени зависят от применяемых технологических сред, изготавливаемых на масляной и водной основе.

На сегодняшний день актуальным вопросом является влияние водорода на механические свойства НКС вообще и поверхностных НКС в частности. На сталях 40Х и 65Г получали упрочненный нанокристаллический слой толщиной 100–120 мкм. Наводороживание проводили электролитически из 1 н. раствора $\text{H}_2\text{SO}_4 + 2,5 \text{ г/л}$ тиомочевны в течение 1 часа.

В зоне ФК происходит термическое разложение молекул углеводородов. Установлено, что в результате насыщения поверхностных слоев элементами ТС (углерод, кислород, водород, азот), располагающихся в основном на границах зерен, изменяются механические свойства металла. Применение ТС на масляной основе существенно повышает характеристики пластичности за счет изменения соотношения полезных и вредных примесей на границах зерен.



Изменение механических свойств поверхностных НКС на стали 65Г, обработанных в разных ТС: 1 – исходное состояние; 2, 3 – МИО в водной ТС; 4, 5 – МИО в масляной ТС; 2, 4 – исходное состояние + МИО; 3, 5 – закалка + отпуск 500°C + МИО + отпуск 500°C

В результате этого повышаются сопротивление усталости, коррозионной усталости, износостойкость, контактная выносливость. Исследования показали лучшее соотношение между прочностью и пластичностью у НКС в сравнении с крупнокристаллическими материалами на воздухе и после наводораживания.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ W-Ta, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ В ТВЁРДОЙ ФАЗЕ

Борц Б.В., Сытин В.И., Воробьёв И.А., Короткова И.М., Лопата А.А.

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина*

Нейтронно-образующая мишень, создаваемая в ННЦ ХФТИ, будет выполнена из вольфрамовых пластин. Основные технологические трудности связаны с изготовлением непосредственно сборки пластин мишени, которые должны работать в интенсивных полях жёсткого γ -излучения и электронов с энергией 100 МэВ. Вследствие радиационных процессов изменяются физико-механические свойства вольфрама и интенсивность коррозионных процессов при взаимодействии с водой.

Для уменьшения химической коррозии и поступления радиоактивных продуктов облучаемого материала в охлаждающую воду пластины мишени вольфрама покрывались защитным слоем тантала методом горячей деформации в вакууме.

Была опробована методика получения композиции W-Ta методом сварки в твёрдой фазе на вакуумном прокатном стане ДУО-170 с использованием жаропрочной облоймы из ниобиевого сплава ВН2-АЭ.

Прямое соединение материалов W-Ta требует температуры прокатки выше 1600°C. Выбор промежуточных прослоек крайне ограничен образованием интерметаллидных соединений, способствующих охрупчиванию твердофазного соединения. В качестве промежуточной прослойки выбран Ti, позволяющий понизить температуру образования твердофазного соединения W-Ti-Ta, и не образующий интерметаллидных соединений.

С помощью современных методов структурных исследований изучены переходные граничные зоны W-Ti и Ti-Ta. Представлены результаты механических испытаний композита W-Ti-Ta.

Список литературы

1. Е.М. Савицкий, К.Б. Поварова, П.В. Макаров. Металловедение вольфрама. М., «Металлургия», 1978. 224с.
2. В.С. Золоторевский. Механические испытания и свойства металлов. М., «Металлургия», 1974. 304с.
3. Я.Б. Фридман. Механические свойства металлов. Изд. 3-е. В 2-х частях. Часть II. Механические испытания. Конструкционная прочность. М., «Машиностроение», 1974. 368с.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАГНИЙТЕРМИЧЕСКОГО КОНДЕНСАТА БЕРИЛЛИЯ

Олейнич-Лысюк А.В., Раранский Н.Д., Ташук А.Ю.

Черновицкий национальный университет им. Ю. Федьковича,
г. Черновцы, Украина
a_oliynich@ukr.net

Изучение упругих и неупругих свойств магнийтермического конденсата бериллия (МТК Ве) при кручении в интервале $20\text{--}60 \cdot 10^{-6}$ показало, что процесс микропластической деформации конденсата начинается с поверхности проскальзыванием вдоль границ зерен, сопровождается возникновением гистерезисного максимума в спектре поглощения упругой энергии, аномалиями в поведении модулей упругости и возникновением спонтанного закручивания образцов, которое фиксируется даже после исчезновения зернограницного максимума [1]. Дальнейшие исследования позволили установить, что степень зернограницного проскальзывания, дефект модуля упругости, а также величина и характер поведения тангенса угла спонтанного закручивания образцов сильно зависят от чистоты материала и степени разветвленности поверхности зерен. При этом в МТК Ве наблюдается обратный, обратимый и замкнутый температурный гистерезис всех исследуемых характеристик (рис.1а и 1б) в то время как в более чистом материале гистерезис был обратным и разомкнутым.

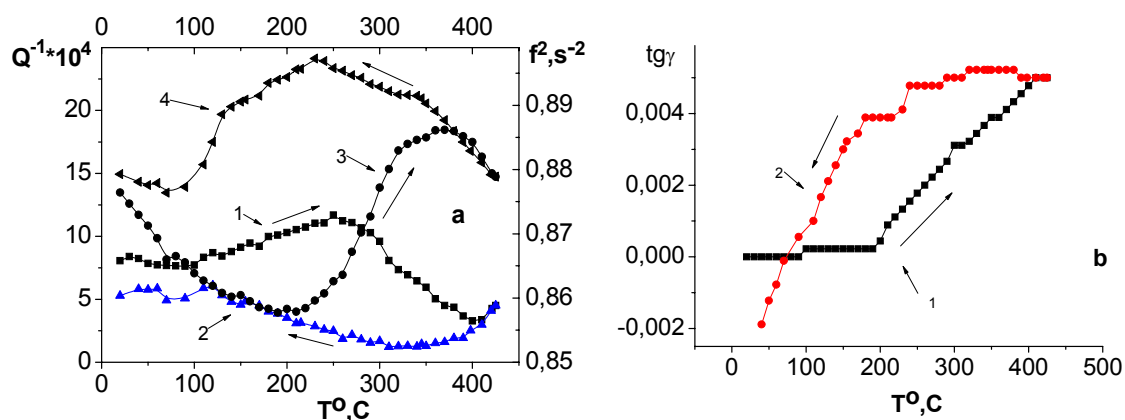


Рис.1. Температурные зависимости ВТ (1,2), f^2 (3,4) (а) и тангенса угла спонтанного закручивания (б) (1,2) МТК Ве (99,93 % Ве) после серии термо-циклов в интервале $20\text{--}400^\circ C$.

Полученные результаты обсуждаются с позиций взаимодействия 2D планарной и 3D кристаллической подсистем.

Список литературы

1. А.В. Олейнич-Лысюк, Н.Д. Раранский. Упругие и неупругие свойства открытых термодинамически нестабильных диссипативных систем//Физическая мезомеханика.-2013.-**16**, №5.- С.73–78.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА

Овчинников С.В. *, Коротаев А.Д.**, Пинжин Ю.П.*

**Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
ovm@spti.tsu.ru*

***Томский государственный университет, г. Томск, Россия*

В докладе представлены полученные с использованием электронно-микроскопического темнопольного метода анализа изгиба-кручения кристаллической решётки результаты изучения изменения микроструктуры в зонах деформации и разрушения при индентировании, скрэтч и трибологических испытаниях однослойных и градиентно-слоистых, в том числе гетерофазных, наноструктурированных покрытий системы Ti–Al–Si–Cu–N. Осаждение покрытий выполнено магнетронным распылением мишеней Ti, сплава Al–Si и Cu, изменением мощности которого в процессе синтеза получены покрытия переменного по толщине элементного и фазового состава.

Для однослойных однофазных покрытий установлено значительное (десятки %) уменьшение толщины под вершиной индентора при неизменной форме подложки, что свидетельствует о пластической деформации покрытия, которая на микроскопическом уровне выражается в росте плотности, величин разориентировок и неравновесности состояния мало и высокоугловых границ столбчатых кристаллов. Определены эффекты макроскопических деформации и разрушения таких покрытий при скрэтч-тестировании, обусловленные соотношением твёрдости подложки и покрытия, их адгезионной и когезивной прочности, выраженные в локализации деформации и разрушения в покрытии на твёрдом сплаве и существенном влиянии деформации мягкой подложки на макро и микро неоднородный характер деформации покрытия. Установлено, что в участках разрушения покрытия может наблюдаться резкая неоднородность структурного состояния на расстояниях до 1–2 мкм.

Показано формирование тонких (20–30 нм) полос локализации деформации градиентно-слоистых нанокристаллических покрытий с ростом размеров (в 3–4 раза) нанокристаллов в полосах. Преимущественными местами развития указанных полос являются зоны деформации и разрушения подложки (подслоя) и поверхностные концентраторы напряжений (например, область вершины отпечатка индентирования). Установлено, что границы раздела слоевой структуры и нанокристаллический поверхностный слой являются местами преимущественного торможения радиальных трещин вдоль границ столбчатых кристаллов и распространения наклонных трещин, интенсивное ветвление которых наблюдается в нанокристаллическом слое. Факторами, способствующими повышению прочности (вязкости разрушения) покрытий при переходе от однослойных к градиентно-слоистым покрытиям являются: упрочнение поверхностного слоя за счёт перевода его в нанокристаллическое состояние; ветвление мелкодисперсных трещин в поверхностном слое; градиентно-слоистая структура с протяжёнными границами раздела, тормозящими распространение трещин вглубь материала; развитие полос локализованной деформации в градиентно-слоистом нанокристаллическом покрытии с высоким содержанием меди.

Работа поддержана грантом РФФИ № 113-08-00502.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА S-D ЭФФЕКТ И АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЧИСТОГО ТИТАНА

Стоев П.И., Тихоновский М.А., Кисляк И.Ф., Кутний К.В.,
Пикалов А.И., Рудычева Т.Ю., Хаймович П.А.

ННЦ «ХФТИ» НАНУ, Харьков, Украина
kutny@kipt.kharkov.ua

Известно [1,2], что в ряде материалов при деформации наблюдается так называемый S-D эффект, заключающийся в различии пределов текучести при испытаниях на одноосное растяжение и сжатие. Целью данной работы было исследование этого эффекта в титане, размер зерна которого изменяется от микроуровня (9 мкм) до наноуровня (менее 100 нм). При таком изменении размера зерна может происходить смена механизмов деформации. Определенную информацию об этом можно получить, исследуя акустическую эмиссию (АЭ), возникающую при деформации материала.

Исследовался йодидный титан, подвергнутый электронно-лучевому переплаву. ИПД проводилась по схеме «осадка-выдавливание-волочение» [3]. Степень истинной деформации составляла $\varepsilon = 4.93$. Для изменения структурного состояния использовали изохронные отжиги деформированных образцов в вакууме в интервале температур 150–550 °С (время отжига 1 ч.). После этого ряд образцов был дополнительно деформирован методом квазигидроэкструзии (КГЭ) при комнатной температуре и температуре жидкого азота. Микроструктуру образцов исследовали методами металлографии и электронной микроскопии на просвет. АЭ исследовали при сжатии цилиндрических образцов при комнатной температуре на универсальной испытательной машине 1958-Y10 со скоростью 0,2 мм/мин.

Установлено, что для всех структурных состояний предел текучести на сжатие оказался заметно выше предела текучести на растяжение. Величина эффекта Δ зависит от структурного состояния материала и достигает максимума $\Delta \approx 25\%$ у ИПД образцов с дополнительной КГЭ-деформацией. Регистрация сигналов АЭ показала, что общий характер изменения зависимости активности высокоамплитудных сигналов АЭ в процессе сжатия у деформированных и отожженных материалов подобен. Абсолютные величины активности АЭ в течение всего процесса сжатия выше у деформированного материала. Особое внимание следует обратить на тот факт, что для деформированного образца характерен высокий уровень высокоамплитудных сигналов на начальном участке деформирования. Отжиг при температуре 300°С, который приводит к снятию внутренних напряжений, но не изменяет размер зерен, вызывает резкое снижению активности высокоамплитудных источников АЭ в течение всего процесса деформирования, причем особенно это наглядно проявляется на начальной стадии процесса.

Анализ полученных результатов позволяет сделать определенные выводы о механизмах деформации титана в различных структурных состояниях и оптимизировать режимы механико-термических обработок для придания этому металлу высоких эксплуатационных свойств.

1. Cheng S.et.al. Acta Materialia, **51** (2003), p. 4505–4518.
2. Табачникова Е. Д. и др., Кристаллография, **54** (2009), № 6, с. 1119–1122.
3. Тихоновский М.А. и др., ФНТ, **39** (2013), №11, с. 1261-1268.

ХАРАКТЕРИСТИКИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ ИПД И КРИОГЕННОЙ КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИИ

Колодий И.В., Олейник Е.Е., Кисляк И.Ф., Хаймович П.А., Ефимов А.И.,
Рудычева Т.Ю.

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

Для исследований использовался йодидный титан, подвергнутый двукратной электронно-лучевой переплавке в высоком вакууме. Комбинированную интенсивную пластическую деформацию (ИПД) проводили в несколько этапов. Сначала слиток осаживали и затем выдавливали в прутки диаметром 10 мм при температуре около 450°C. Далее прутки деформировали волочением до диаметра 5 мм (суммарная истинная степень деформации составила $e = 4,93$). Полученный прутки разрезали на образцы, которые отжигали при температурах $T_{отж} = 150\text{--}550^\circ\text{C}$ в течение 1 час. После этого часть образцов (исходный, т.е. деформированный, и отожженные при $T_{отж} = 350^\circ\text{C}$, 450°C , 550°C) дополнительно подвергалась квазигидроэкструзии (КГЭ) при азотной и комнатной температурах (КГЭ77 и КГЭ300, соответственно). Суммарная истинная деформация образцов при КГЭ составила $e \approx 0,60$.

Исследование субструктурных параметров (размер областей когерентного рассеяния (ОКР) D и уровень микронапряжений ε) проводилось с помощью рентгеновской дифрактометрии с применением метода Вильямсона–Холла.

После деформации волочением в образце формируется структура с практически равноосными кристаллитами (размер ОКР составил 70,4 нм вдоль оси прутка и 92,8 нм в поперечном сечении) и уровнем микронапряжений $\varepsilon \sim 4 \cdot 10^{-3}$. При этом в образце присутствует аксиальная текстура [10.0] (степень текстурированности составляет $\sim 70\%$).

При увеличении $T_{отж}$ в образцах наблюдается рост размера ОКР, уменьшение уровня микронапряжений и растекстурирование зерен. Причем более интенсивный рост размера ОКР наблюдается перпендикулярно оси прутка, что связано с фрагментацией зерен. Полный сброс напряжений, возникших после деформации волочением, наблюдается при $T_{отж} = 450^\circ\text{C}$.

После деформации исходных образцов квазигидроэкструзией при комнатной и азотной температурах в них формируется состояние с практически одинаковыми структурными параметрами (степень текстурированности $\sim 70\%$, размер ОКР $D \approx 62$ нм и уровень микронапряжений $\varepsilon \approx 4 \cdot 10^{-3}$). После КГЭ предварительно отожженных образцов степень текстурированности и уровень микронапряжений уменьшаются с увеличением температуры отжига. При этом уровень микронапряжений практически одинаков для образцов, подвергнутых КГЭ300 и КГЭ77, т. е. не зависит от температуры деформации. В то же время, размер ОКР после КГЭ77 заметно меньше по сравнению с КГЭ300, что связано с разными механизмами пластической деформации в процессе квазигидроэкструзии при комнатной и азотной температурах. Обсуждается связь между субструктурными параметрами и механическими свойствами титана.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КАРБИДОХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ МОСVD

Крохмаль С.А., Зуева Т.Н.

ИФТТМТ, ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина
krokhmal@kipt.kharkov.ua

Метод химического осаждения из газовой фазы металлоорганических соединений МОСVD является универсальным вследствие осаждения слоёв на внутренней и/или внешней поверхностях изделий сложной формы, имеющих выступы, изгибы, впадины, а также внутри длинномерных каналов. Используя в качестве прекурсора хромоорганическую жидкость (ХОЖ) «Бархос», выпускаемую промышленным способом (ТУ-1149-78), можно получать покрытия с высокой коррозионной и эрозионной стойкостью, а также высокими трибологическими характеристиками [1]. Такие покрытия имеют внутреннюю структуру со слоями типа Cr/CrC, износостойкость которых заметно выше монокристаллических слоёв карбидов хрома [2]. Исследование механических характеристик полученных покрытий проводили на поперечных шлифах образцов наноиндентором Nano Indentor G-200 (MTS Nano Instruments) по методу Оливера и Фара. Отношение твердости H к модулю Юнга E материала характеризует его износостойкость, а отношение H^3/E^2 характеризует способность материала сопротивляться пластической деформации (и его трещиностойкость).

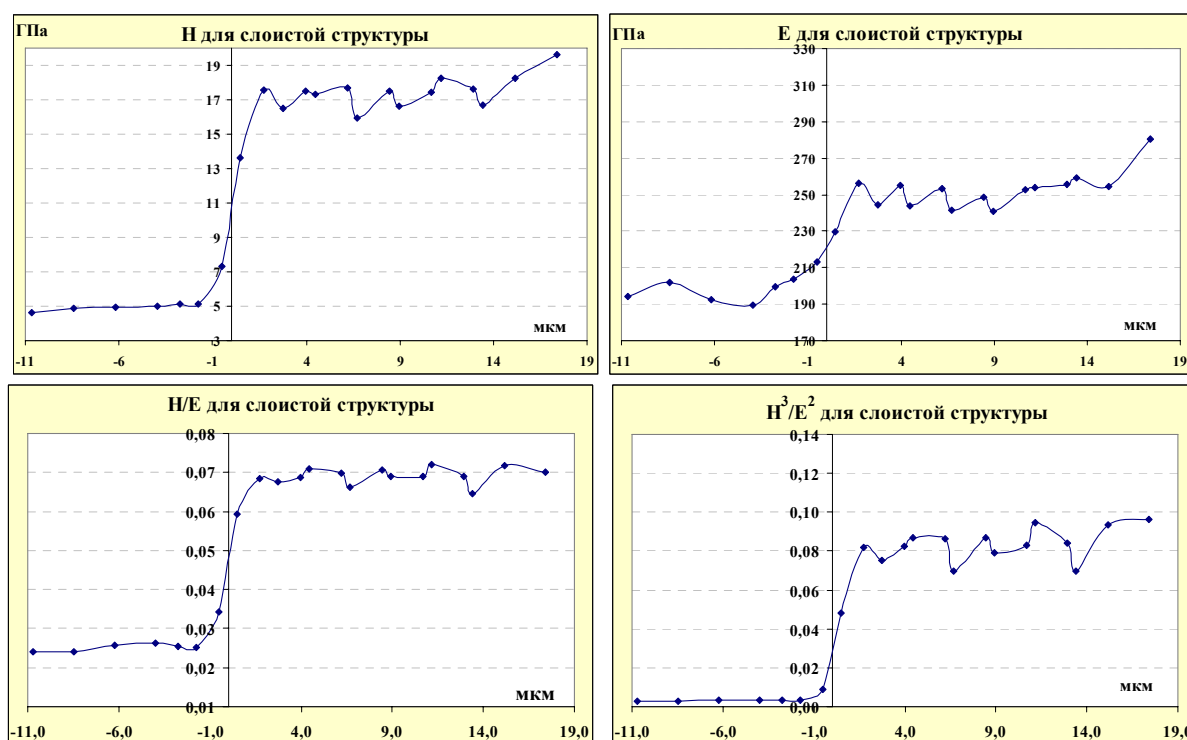


Рис. Физико-механические свойства подложки из 08X18H10T (слева от оси y) и карбидохромового покрытия со слоистой структурой (справа от оси y)

Как показали испытания, кавитационная стойкость карбидохромовых покрытий получаемых осаждением из газовой фазы ХОЖ «Бархос» в $2 \div 4$ раза выше, чем у сплава ВТ-8, в $8 \div 15$ раз выше, чем у стали 20Х13, и в $10 \div 25$ раз выше, чем у стали 12Х18Н10Т. Как видно, результаты измерений свойств материалов находятся в полном соответствии с результатами испытаний их стойкости.

Список литературы

1. Применение металлоорганических соединений для получения неорганических покрытий и материалов. Отв. Ред. Г.А. Разуваев, Москва, Наука, 1986, 256с.
2. J. Romero, A. Lousa, E. Martinez, J. Esteve / Nanometric chromium/chromium carbide multilayers for tribological applications / Surface and Coatings Technology 163 –164 (2003) 392–397.

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V В ХОДЕ ТЕПЛОЙ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Климова М.В., Жеребцов С.В., Салищев Г.А.

Белгородский государственный университет, Белгород, Россия
klimova_mv@bsu.edu.ru

Траектория деформации является одним из основных параметров интенсивной пластической деформации (ИПД), влияющим на кинетику формирования ультрамелкозернистой структуры. По сравнению с однонаправленной деформацией, изменение направления во время ИПД может значительно увеличить как кинетику измельчения микроструктуры, так и степень однородности. Наиболее известный способ реализации этого подхода применительно к двухфазным титановым сплавам – это всесторонняя ковка, обеспечивающая формирование гомогенной микроструктуры с размером зерен 0,4μм. Однако данный метод обладает высокой трудоемкостью.

В настоящей работе обсуждается влияние более эффективного способа разнонаправленной деформации – ротационной ковки – на структуру и свойства титанового сплава Ti-6Al-4V.

В результате ротационной ковки в интервале температур 680–500°C до истинной деформации $\varepsilon = 2,67$ формируется однородная глобулярная микроструктура с размером зерен 0,4μм в продольном и поперечном сечениях, что обеспечивает повышение предела прочности до 1315 МПа при сохранении пластичности 10,5%. Как и УМЗ состояние, полученное всесторонней ковкой, сплав демонстрирует признаки низкотемпературной сверхпластичности при 600°C.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Жеребцов С.В., Салищев Г.А.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия*
zherebtsov@bsu.edu.ru

Технологии получения массивных наноструктурных и ультрамелкозернистых (УМЗ) полуфабрикатов на базе процессов интенсивной пластической деформации (ИПД) получили в последние годы значительное развитие. При этом масштабирование и повышение эффективности остается одной из ключевых задач изготовления УМЗ полуфабрикатов, удовлетворяющих по размерам потребности промышленности. Основ-

ная ставка в существующих методах ИПД сделана на достижение максимальной степени деформации за один акт деформации; при этом внимание исследователей преимущественно сосредоточено именно на сильнодеформированных состояниях. Между тем, некоторые металлы и сплавы склонны к измельчению за счет особенностей исходной структуры и ее эволюции при сравнительно небольших степенях деформации. Например, за счет интенсификации двойникования в титане или формирования тонкопластинчатой структуры в двухфазных титановых сплавах можно существенно уменьшить степень деформации, требуемую для получения УМЗ или наносостояния, используя при этом стандартное оборудование.

В настоящей работе рассматриваются подходы, позволяющие получать полуфабрикаты с УМЗ структурой из титана ВТ1-0 и двухфазного титанового сплава ВТ6 с использованием традиционных методов обработки металлов давлением. На основании анализа экспериментальных данных и результатов вычислений определена кинетика измельчения структуры в зависимости от маршрута деформации, типа и дисперсности исходной структуры и установлена степень деформации, достаточная для формирования однородной УМЗ структуры в титановых сплавах. Показана более быстрая кинетика измельчения микроструктуры в двухфазных сплавах с пластинчатой морфологией фаз по сравнению с титаном. При этом, как для титана, так и для сплавов, немонотонная деформация формирует УМЗ структуру за меньшую степень по сравнению с монотонной деформацией.

Для титана ВТ1-0 и титанового сплава ВТ6 разработаны и опробованы режимы деформационно-термической обработки с использованием стандартных методов обработки металлов давлением (осадка, листовая, винтовая и сортовая прокатка, гидростатическая экструзия, ротационная ковка), позволяющие получать крупногабаритные листовые, объемные и прутковые полуфабрикаты с однородной УМЗ структурой и высоким уровнем механических свойств.

ОЦЕНКА ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОКРЫТИИ ПРИ ОСАЖДЕНИИ РАЗНОЗАРЯДНЫХ ИОНОВ НИЗКИХ ЭНЕРГИЙ

Калиниченко А.И., Козионов С.А., Перепелкин С.С., Стрельницкий В.Е.

*Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина,
strelnitskij@kipt.kharkov.ua*

При осаждении плазменно-ионными методами в материале покрытий возникают напряжения, знание которых необходимо при оценке стабильности и твердости покрытий. В [1] была предложена модификация известной формулы Дэвиса [2] для расчета напряжений, позволившая учесть сорт ионов, неточечность их тепловых пиков (ТП) и температуру осаждения. Модифицированная формула позволила объяснить ряд закономерностей, наблюдающихся при осаждении углеродных и BN покрытий, характеризующихся однозарядностью осаждаемых ионов. В то же время, при осаждении ионов Ti, Mo и др. из плазмы вакуумной дуги приходится иметь дело с потоком разнозарядных ионов, приобретающих различные кинетические энергии при падении на подложку. Целью настоящей работы является обобщение формулы [1] для внутренних напряжений в покрытии на случай разнозарядности осаждаемых ионов. В этом случае выражение для сжимающих напряжений, действующих в плоскости покрытия, имеет вид:

$$\sigma(U, T_0) \sim \frac{\sum_i \chi_i \varphi(iU + E_0)}{1 + \sum_i \chi_i w(iU + E_0, u, T_0)}, \quad (1)$$

где χ_i – доля ионов с зарядом i , U и T_0 – потенциал и температура подложки, E_0 – начальная энергия ионов. Функция $\varphi(E) \sim \sqrt{E}$ задает зависимость деформации материала покрытия, вызванной дефектообразованием, от энергии ионов E [2]. Функция $w(E, u, T_0)$ задает количество термоактивированных переходов в ТП иона, определяющих скорость миграции дефектов с энергией активации u [1]. На рис. 1 приведена зависимость внутренних напряжений в осаждаемом покрытии TiN от потенциала U , полученная из выражения (1) для различных температур осаждения T_0 при $\chi_1 = 0,27$; $\chi_2 = 0,67$; $\chi_3 = 0,06$. Функции $w(iU + E_0, u, T_0)$ вычислялись при $u = 0,45$ эВ, $E_0 = 60$ эВ для нелокального ТП ионов Ti. Параметры пиков ионов Ti в TiN определялись с помощью пакета SRIM2000 [1]. На рис. 1 пунктирные кривые соответствуют дополнительному линейному увеличению температуры осаждения на 50 К с ростом E от 0 до 3 кэВ.

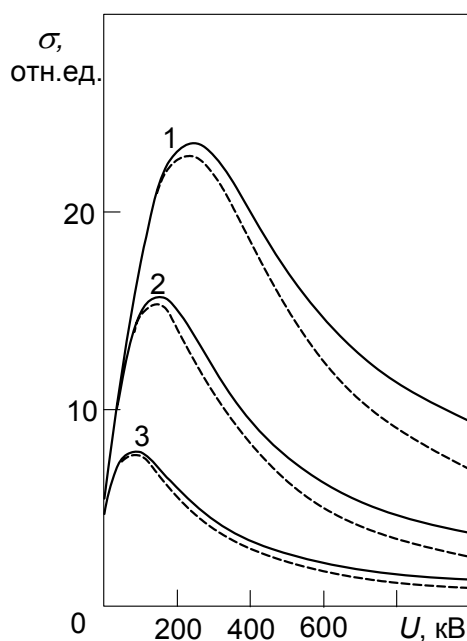


Рис. 1. Зависимость напряжений в TiN от потенциала на подложке при температурах осаждения 300, 400 и 500 К (кривые 1–3, соответственно)

Как видно из рис. 1, возникающие напряжения существенно зависят от температурного режима осаждения, что необходимо учитывать при выборе рабочей температуры осаждения. Анализ показал, что использование усредненного заряда ионов может приводить к большим ошибкам при определении напряжений в покрытии.

Список литературы

1. А.И. Калиниченко, С.С. Перепелкин, В.Е. Стрельницкий // ВАНТ. Серия: «Физика радиац. поврежд. и рад. материаловедение». – 2007. - № 6. - С. 116-119.
2. С.А. Davis // Thin Solid Films. – 1993. – V.226. – P. 30-34.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЯХ ПРИ ОСАЖДЕНИИ ИОНОВ C^+ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ЭНЕРГИЙ

Калиниченко А.И., Перепелкин С.С., Стрельницкий В.Е.

Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина, strelnitskij@kipt.kharkov.ua

Внутренние напряжения, возникающие в процессе осаждения алмазоподобных покрытий из потока ионов C^+ , в значительной степени определяют эксплуатационные характеристики таких покрытий. В [1] была получена формула для расчета внутренних напряжений σ , использующая модель точечного теплового пика иона. В [2] была предложена модификация указанной формулы

$$\sigma(E, U, T_0) \sim \frac{\sqrt{E}}{1 + w(E, U, T_0)}, \quad (1)$$

в которой для расчета числа термоактивированных переходов $w(E, U, T_0)$, в зависимости от энергии иона E , энергии активации U и температуры осаждения T_0 , использовалась модель нелокального теплового пика (НТП) иона. Применимость модели НТП для рассматриваемого случая ограничена интервалом энергий $25 \text{ эВ} < E < 1 \text{ кэВ}$. В то же время, внедрение новых технологий осаждения алмазоподобных покрытий, в частности, использование режима импульсного потенциала, требует разработки методов контроля внутренних напряжений в более широком интервале энергий ионов.

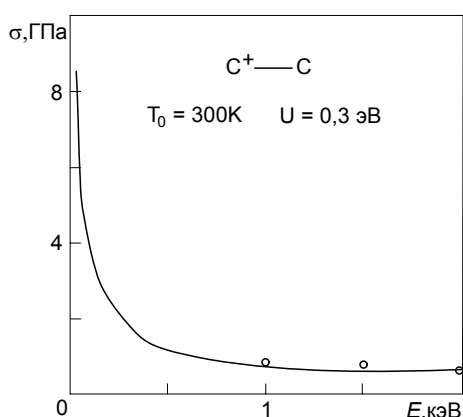


Рис.1. Зависимость напряжений сжатия в осаждаемых пленках та-С от энергии ионов C^+ .

В настоящей работе приведены результаты теоретических исследований внутренних напряжений в алмазоподобных покрытиях, возникающих при осаждении ионов C^+ с энергиями до 2 кэВ.

Согласно результатам моделирования с помощью SRIM2000, при энергиях иона $E > 1 \text{ кэВ}$ порождаемый ионом каскад состоит, в общем случае, из нескольких слабосвязанных областей, каждую из которых можно аппроксимировать НТП с определенным энергосодержанием и объемом. Это позволяет рассчитать по разработанной ранее методике значение w для каждого каскада, полученного в результате машинного эксперимента, и найти его среднее значение. Полученные значения w для выбранной энергии E позволяют определить величину $\sigma(E)$, используя выражение (1). На

рис. 1 приведена зависимость $\sigma(E)$ в алмазоподобном покрытии, полученная путем экстраполяции результатов, рассчитанных в рамках модели НТП, на область энергий до 2 кэВ. Кружками отмечены значения σ , полученные в результате машинных экспериментов. Проведенные исследования показали возможность использования модели НТП для оценки внутренних напряжений в алмазоподобных покрытиях в диапазоне энергий $25 \text{ эВ} < E < 2 \text{ кэВ}$.

1. A.I. Kalinichenko, S.S. Perepelkin, V.E. Strel'nitskij // Diamond & Related Materials. – 2010. - V.19, №4-9. - P. 996 – 998.
2. C.A. Davis // Thin Solid Films. – 1993. – V.226. – P. 30-34.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ АЗОТА И ПОТЕНЦИАЛА ПОДЛОЖКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТОЙКОСТЬ К АБРАЗИВНОМУ ИЗНОСУ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ НИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

¹Соболь О. В., ²Сердюк И.В., ³Федоров С.В.,
³Черкасова Н.Ю., ³Солис Н.В.

¹Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
г. Харьков, Украина, sool@kpi.kharkov.ua

²Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г.
Харьков, Украина, aandreev@kpt.kharkov.ua

³ФГБОУ ВПО МГТУ «СТАНКИН», Москва, Россия,
n.cherkasova@stankin.ru

Проведено исследование влияния давления реакционного газа азота и потенциала подложки на текстуру, структуру и стойкость к абразивному износу вакуумно-дуговых покрытий из высокоэнтропийных нитридов Ti–V–Zr–Nb–Hf и Ti–V–Zr–Nb–Hf–Ta. Выявлено, что в нитридных покрытиях, полученных в атмосфере азота в диапазоне давлений (0,04...0,66) Па, как в случае пятиэлементного состава Ti–V–Zr–Nb–Hf, так и в случае шестиэлементного Ti–V–Zr–Nb–Hf–Ta происходит формирование однофазного состояния материала покрытия с кристаллической ГЦК-решеткой структурного типа NaCl.

При подаче на подложку невысокого отрицательного потенциала смещения (до –100 В), как для пяти-, так и для шестиэлементного сплава в покрытии формируется кристаллическая структура без преимущественной ориентации или с преимущественной ориентацией [111] невысокого совершенства, что проявляется в полном дифракционном спектре пиков от разных плоскостей, но с невысокой их интенсивностью.

Для всех исследованных образцов нитридных покрытий при повышении давления наблюдается увеличение среднего размера кристаллитов, уменьшение микродеформаций и снижение стойкости к абразивному износу.

При большом потенциале подложки (–200 В) наличие в сплавах атомов с сильно отличающимися массами (например: Ti, V и Hf, Ta) приводит к формированию битекстурного состояния: [111] + [110] в случае пятиэлементного сплава с высоким удельным содержанием легкой составляющей (Ti, Zr, V) и [111] + [311] в случае шестиэлементного сплава с высоким удельным содержанием тяжелой составляющей (Hf, Ta). Получение покрытий при наибольшем давлении реактивной азотной атмосферы 0,66 Па со сверхстехиометрическим содержанием азотных атомов в покрытии вне зависимости от состава и потенциалов подложки приводит к однотекстурному состоянию с осью [111].

Высокая стойкость к абразивному износу определяется комплексным действием трех факторов: наличием зерен-кристаллитов наноразмерной величины, практическим отсутствием текстуры и одновременно с высоким уровнем микродеформаций. Высокоэнтропийные покрытия с наибольшей стойкостью к абразивному износу характеризуются размером зерен-кристаллитов 12–25 нм, отсутствием или низким уровнем совершенства текстуры [111], а также наличием достаточно высокой микродеформации в кристаллитах.

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОПЛАСТИЧЕСКИЕ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Стебленко Л.П., Крит А.Н.¹, Науменко С.Н., Кобзарь Ю.Л., Курилюк А.Н.,
Калиниченко Д.В., Когутюк П.П.

*Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко,
физический факультет, Киев, Украина*

¹ *Учебно-научный центр «Физико-химическое материаловедение»
Киевского национального университета имени Тараса Шевченко и НАН Украины,
Киев, Украина
kurylyuk_a2008@ukr.net*

Изучение влияния радиационного, в том числе нейтронного облучения на полупроводники всегда было и все еще остается актуальным. Интенсивно исследовался и исследуется вклад стимулированных радиацией эффектов в изменение характеристик полупроводниковых материалов и приборов, изготовленных на их основе.

Цель работы заключалась в выявлении изменения микропластических и микромеханических характеристик кристаллов Si *n*- и *p*-типа проводимости, обусловленного нейтронным влиянием.

Используемое в работе сверхпороговое нейтронное облучение приводило к трехкратному уменьшению величины пробегов дислокаций. Последнее свидетельствует о появлении в облученных кристаллах кремния радиационно-пластического эффекта (РПЭ). Радиационно-пластический эффект может быть обусловлен образованием при сверхпороговом нейтронном облучении вторичных радиационных дефектов, а именно, комплексов кислород-вакансия (А-дефекты), кислород-легирующая примесь (Е-дефекты), кислород-вакансия-углерод (К-дефекты). Радиационные дефекты являются устойчивыми образованиями, и, соответственно, оказывают упрочняющее влияние, проявляющееся в торможении пробегов дислокаций.

В работе было выявлено, что при нейтронном облучении в определенных экспериментальных условиях может проявляться разный по знаку РПЭ. При этом проявление разнознаковости определяется последовательностью применения нейтронного облучения. При нейтронном облучении выведенных в стартовое положение дислокаций имеет место торможение дислокаций, а в случае нейтронного облучения источника дислокаций (царапины) возникает эффект пластификации. Появление эффекта ускорения дислокаций в последнем случае может свидетельствовать о возникновении разных по знаку внутренних напряжений. Напряжения, появляющиеся вокруг радиационных дефектов и в области царапины, могут отличаться по знаку и, соответственно, могут взаимно компенсировать друг друга. Компенсация и даже нивелирование напряжений в кремнии облегчает перемещение дислокаций по плоскостям скольжения и приводит к появлению эффекта пластификации. С эффектом ускоренного движения дислокаций хорошо коррелирует эффект изменения под действием нейтронов микромеханических характеристик. Действительно, в кристаллах Si, в которых нейтроны влияли на источник дислокаций – царапину, микротвердость уменьшалась.

УРАВНЕНИЕ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ ВБЛИЗИ ТОЧКИ СТРУКТУРНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА

Дежин В.В., Нечаев В.Н.

Воронежский государственный технический университет,

Воронеж, Россия

viktor.dezhin@mail.ru

Исследовались колебания винтовой дислокации в окрестности структурного фазового перехода. Данный переход описывается параметром порядка η согласно теории Ландау. Наличие дислокации приводит к появлению добавки $\eta_1(\vec{r}, t)$ к термодинамически равновесному значению η_s . Рассмотрена винтовая дислокация, лежащая вдоль оси Oz с вектором касательной к линии дислокации $\vec{\tau}_0 = (0, 0, -1)$, вектором Бюргерса $\vec{b} = (0, 0, b)$ и вектором нормали к плоскости скольжения дислокации $\vec{n} = (0, 1, 0)$. Ограничивались случаем малых колебаний дислокации вблизи положения равновесия. Тогда в линейном по смещению дислокации $u(z, t)$ приближении $\vec{\tau} = (-\partial u / \partial z, 0, -1)$ и $\delta(\vec{\xi}) = \delta(x) \delta(y) - \delta'(x) \delta(y) u$, где $\vec{\xi}$ – двумерный радиус-вектор, отсчитываемый от оси дислокации в плоскости, перпендикулярной вектору $\vec{\tau}$. Записана полная система уравнений, описывающая колебания кристалла с винтовой дислокацией вблизи точки структурного фазового перехода, для решения которой произведено преобразование Фурье. Получено уравнение изгибных колебаний винтовой дислокации:

$$\begin{aligned} \tilde{f}_\perp = & -\frac{2}{1-\nu} \mu b^2 \frac{q_y^2 q_z^2 (1 + 2(1+\nu) \mu g^2 \eta_s^2 \tilde{\chi}) \tilde{u}}{(q^2 - \omega^2/c_t^2)(q^2 - \omega^2/c_l^2) - 4 \frac{1+\nu}{1-\nu} \mu g^2 \eta_s^2 (q^2 - \omega^2/c_t^2)^2 \tilde{\chi}} - \\ & - \mu b^2 \frac{(q_z^2 - \omega^2/c_l^2) \tilde{u} + i(2\pi)^2 q_x \delta(q_z) \delta(\omega)}{q^2 - \omega^2/c_l^2}. \end{aligned}$$

Здесь $\tilde{f}_\perp = \tilde{f}_\perp(\vec{q}, \omega)$ – Фурье-образ проекции силы Пича-Келера на плоскость скольжения дислокации, $\tilde{u} = \tilde{u}(q_z, \omega)$ – Фурье-образ смещения дислокации,

$\tilde{\chi}(\vec{q}, \omega) = \chi_0 \frac{\omega_0^2}{\omega_0^2 + \kappa q^2 - \omega^2}$ – динамическая восприимчивость, определяющая отклик

однородного кристалла на возмущение параметра порядка, $\omega_0 \propto |T - T_c|^{1/2}$ – характерная частота мягкой моды, T_c – температура фазового перехода, $\vec{q}$ – волновой вектор, ω – частота колебаний, ν – коэффициент Пуассона, μ – модуль сдвига, c_t и c_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн, g – постоянный стрикционный коэффициент.

Показано использование полученного уравнения при нахождении частот собственных колебаний дислокации и ее динамических характеристик.

УРАВНЕНИЕ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ФЕРРОМАГНИТНОМ КРИСТАЛЛЕ

Нечаев В.Н., Дежин В.В.

*Воронежский государственный технический университет,
Воронеж, Россия
viktor.dezhin@mail.ru*

Рассмотрены колебания краевой дислокации, лежащей вдоль оси Oz с вектором касательной к линии дислокации $\vec{\tau}_0 = (0, 0, -1)$, вектором Бюргерса $\vec{b} = (b, 0, 0)$ и вектором нормали к плоскости скольжения дислокации $\vec{n} = (0, 1, 0)$. Ограничивались случаем малых колебаний дислокации вблизи положения равновесия. Тогда в линейном по смещению дислокации $u(z, t)$ приближении $\vec{\tau} = (-\partial u / \partial z, 0, -1)$ и $\delta(\vec{\xi}) = \delta(x) \delta(y) - \delta'(x) \delta(y) u$, где $\vec{\xi}$ – двумерный радиус-вектор, отсчитываемый от оси дислокации в плоскости, перпендикулярной вектору $\vec{\tau}$. Записана система уравнений, описывающая колебания ферромагнитного кристалла с краевой дислокацией. Получено уравнение изгибных колебаний краевой дислокации в ферромагнитном кристалле

$$\tilde{f}_\perp = -\frac{2}{1-\nu} \mu b q_x q_y \frac{a_2 (\vec{q} \cdot \vec{\tilde{m}}) (\vec{q} \cdot \vec{M}_0) + b (q_x q_y \tilde{u} + 4i\pi^2 q_y \delta(q_z) \delta(\omega))}{(q^2 - \omega^2/c_t^2)^2} -$$

$$-\mu b \frac{a_2 \vec{Q} \cdot \vec{\tilde{m}} + b (q_z^2 - \omega^2/c_t^2) \tilde{u}}{q^2 - \omega^2/c_t^2}.$$

Здесь $\vec{Q} = \{M_{0y} (2q_x^2 + q_z^2 - \omega^2/c_t^2) - M_{0z} q_y q_z, M_{0x} (2q_y^2 + q_z^2 - \omega^2/c_t^2) - M_{0z} q_x q_z, M_{0x} q_y q_z + M_{0y} q_x q_z\}$, ν – коэффициент Пуассона, μ – модуль сдвига, $\vec{q}$ – волновой вектор, a_2 – магнитострикционный коэффициент, $\vec{M} = \vec{M}_0 + \vec{m}$ – вектор намагниченности, $\vec{M}_0$ – вектор спонтанной намагниченности, $\vec{m}$ – малый вклад от неоднородных деформаций, связанных с дислокацией в кристалле, $\vec{\tilde{m}}$ – Фурье-образ $\vec{m}$, ω – частота колебаний, c_t – скорость поперечных звуковых волн, $\tilde{f}_\perp = \tilde{f}_\perp(\vec{q}, \omega)$ – Фурье-образ проекции силы Пича-Келера на плоскость скольжения дислокации, $\tilde{u} = \tilde{u}(q_z, \omega)$ – Фурье-образ смещения дислокации.

Если вектор спонтанной намагниченности параллелен линии дислокации: $\vec{M}_0 = (0, 0, M_{0z})$, то уравнение изгибных колебаний краевой дислокации в ферромагнитном кристалле упростится и примет следующий вид

$$\tilde{f}_\perp = -\frac{2}{1-\nu} \mu b q_x q_y \frac{a_2 (\vec{q} \cdot \vec{\tilde{m}}) q_z M_{0z} + b (q_x q_y \tilde{u} + 4i\pi^2 q_y \delta(q_z) \delta(\omega))}{(q^2 - \omega^2/c_t^2)^2} +$$

$$+\mu b \frac{a_2 q_z M_{0z} (q_y \tilde{m}_x + q_x \tilde{m}_y) - b (q_z^2 - \omega^2/c_t^2) \tilde{u}}{q^2 - \omega^2/c_t^2}.$$

Показано использование полученных уравнений при нахождении частот собственных колебаний дислокации и ее динамических характеристик.

О ПОНЯТИЯХ «ПРОЧНОСТЬ», «КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ», «КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ», ИХ ПОКАЗАТЕЛЯХ И РАЗЛИЧИИ

Дьяченко С.С.

Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет,
г. Харьков, Украина
ss_djachenko@mail.ru

В современной технической литературе для характеристики прочностных показателей используют термины «прочность», «конструкционная прочность» и «конструктивная прочность», применяя их как к материалам, так и к изделиям. При этом два последних термина часто употребляют как синонимы, что, на наш взгляд, ошибочно и приводит к неоднозначной трактовке результатов. Да и сам термин «прочность», при сопоставлении с Государственными стандартами, требует уточнений.

Под *прочностью* в общем смысле понимают сопротивление разрушению и характеризуют его пределом прочности. В то же время Государственный стандарт 1497–84 не содержит такого термина. В нем к показателям прочности отнесены пределы пропорциональности, упругости, текучести и временное сопротивление. В инженерных расчетах часто используют условный предел текучести $\sigma_{0,2}$. Таким образом, в соответствии с ГОСТ, прочность следует рассматривать как сопротивление деформации ($\sigma_{0,2}$) и разрушению (σ_B), хотя при этом напряжении образец еще не разрушается. Оба напряжения номинальные. Пределом прочности можно считать истинное сопротивление разрушению S_K , которое, в соответствии со стандартом, не входит в число обязательных механических характеристик.

Чистота обработки поверхности образцов регламентируется: для испытания на растяжение они подвергаются шлифованию, на усталость – полированию.

Конструкционная прочность включает комплекс показателей, определяющих надежность и долговечность работы материала в данных условиях эксплуатации ($\sigma_{0,2}$, σ_B , σ_R , δ , ψ , КС, $K_{1с}$, твердость, специальные свойства – порог хладноломкости, износостойкость, коррозионную стойкость и т.д.).

Из сказанного следует, что оба рассмотренных понятия характеризуют свойства материала. Эти показатели приведены в справочной литературе и являются основанием для выбора того или иного материала при конструировании изделия.

Конструктивная прочность относится к изделию, сделанному из материала с определенной конструкционной прочностью. Свойства изделия, на которые влияют его размеры, конструктивные особенности (наличие резьбы, выточек, и прочих концентраторов напряжений), могут кардинально отличаться от свойств материала, определенных на образцах. Меняя состояние поверхностного слоя при сохранении свойств сердцевины, из материала с одинаковой конструкционной прочностью можно получить изделие с различной конструктивной прочностью. Проиллюстрируем это таким примером.

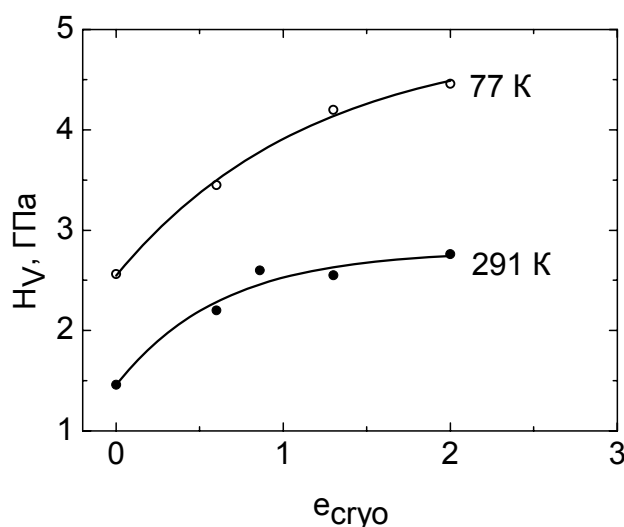
Показатели прочности стали 40ХН (улучшение), определенные на стандартных образцах, таковы: $\sigma_{0,2} = 785$ МПа, $\sigma_B = 980$ МПа. Свойства шатунных болтов из этой стали в связи с резьбой снижаются до 443 и 547 МПа соответственно. После ионной бомбардировки низкоэнергетическими ионами (1,5–3 кэВ) $\sigma_{0,2}$ болтов увеличился до 815 МПа, а σ_B до 970 МПа. Таким образом, конструкционная и конструктивная прочность – это совершенно разные понятия.

СТРУКТУРА И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА BT1-0, ПОЛУЧЕННОГО КРИОПРОКАТКОЙ ДО РАЗНОЙ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ

Русакова А.В., Лубенец С.В., Фоменко Л.С., Москаленко В.А., Смирнов А.Р.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины,
г. Харьков, Украина,
rusakova@ilt.kharkov.ua

Исследованы структура и микротвердость образцов титана технической чистоты BT1-0, прокатанных до разной степени деформации при температуре, близкой к температуре жидкого азота. Криопротатка привела к измельчению зерна (от 10 мкм у исходных образцов до 35 нм у образцов, прокатанных до деформации $\epsilon_{\text{cryo}} = -2$ [1]) и росту микротвердости, составившему $\sim 100\%$ [2]. Установлена взаимосвязь между величиной деформации, средним размером формирующегося зерна и микротвердостью прокатанных образцов. Для всех типов образцов получены зависимости микротвердости от величины нагрузки на индентор, плоскости и координаты индентирования, а также температуры в интервале 77–300 К. Показано, что оптимальной нагрузкой на индентор, при которой микротвердость практически не зависит от величины нагрузки, является $P \geq 1,5$ Н.



Установлено, что прокатанные образцы имеют достаточно однородную по объему структуру, а увеличение микротвердости с ростом величины деформации можно описать экспоненциальным законом Воче (см. рисунок). Для изученных образцов характерно нарушение соотношения Холла-Петча, что может быть обусловлено различной дефектной структурой, вносящей вклад в упрочнение, для образцов с разным размером зерна, а также с конкуренцией двух видов пластической деформации – скольжения и двойникования, имеющих сильно отличающиеся коэффициенты Холла-Петча. Сильная температурная

зависимость микротвердости титана BT1-0 с размером зерна в интервале 35 нм – 10 мкм указывает на термоактивированный характер пластической деформации всех изученных образцов. Значения термоактивационных параметров указывают на дислокационную природу микропластической деформации независимо от размера зерна.

Список литературы

1. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, ФНТ, 35, 1160 (2009).
2. А.В. Русакова, С.В. Лубенец, Л.С. Фоменко, В.А. Москаленко, ФНТ, 38, 1240 (2012).

ЭФФЕКТЫ ОДНОКРАТНОЙ И ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РАСТЯЖЕНИЯ СПЛАВА TiNi

Григорьева В.И., Данилов А.Н., Евард М.Е., Моторин А.С., Разов А.И.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
razov@smel.math.spbu.ru

Сплавы с эффектом памяти формы привлекают внимание исследователей и конструкторов своими уникальными функциональными свойствами. Одной из практически значимых областей применения является использование этих материалов в быстропротекающих процессах. В связи с этим исследование функционально-механических свойств никелида титана при высокоскоростном нагружении представляет значительный практический интерес и актуальность.

Объектом исследования служил сплав TiNi с близким к эквиаtomному составом и температурой начала прямого мартенситного превращения $M_n = 74^\circ\text{C}$. Образцы с рабочей частью диаметром 5 мм и длиной 10 мм отжигали при 500°C 1 час и охлаждали с печью. Деформирование осуществляли растяжением до 10–20% остаточной деформации при температурах от 20 до 300°C , охватывающих интервал температур обратимого мартенситного превращения. Квазистатическое растяжение осуществляли на испытательной машине Lloyd LR30K Plus со скоростями около 10^{-2}c^{-1} , а высокоскоростное – со скоростями около 10^3c^{-1} – на установке, реализующей метод Кольского для разрезных стержней Гопкинсона.

После задания предварительной остаточной деформации высокоскоростным и квазистатическим растяжением образцы термоциклировали в оригинальной dilatометрической установке через интервал температур обратимых мартенситных превращений. После деформирования в мартенситном состоянии во время первого нагрева проявлялся однократный эффект памяти формы, а при последующих изменениях температуры наблюдали обратимую память формы мартенситного типа. После деформирования в аустенитном состоянии при температурах выше 150°C во время первого нагрева однократный эффект памяти формы не проявлялся, а сразу проявлялся эффект обратимой памяти формы аустенитного типа. После деформирования в аустенитном состоянии ниже 150°C при первом нагревании наблюдали незначительный однократный эффект памяти формы, а затем появлялась реверсивная обратимая память формы. С повышением температуры, при которой осуществлялось деформирование, эффект обратимой памяти формы мартенситного типа сменяется эффектом обратимой памяти формы аустенитного типа. В небольшом диапазоне температур выше температуры начала прямого мартенситного превращения появлялась реверсивная обратимая память формы.

Однократная память формы при таких остаточных деформациях всегда оказывалась больше после квазистатического нагружения, чем после высокоскоростного, что говорит о том, что в последнем случае дислокационные каналы деформирования преобладают над обратимыми фазовыми. Такое же поведение демонстрирует и обратимая память формы – и в случае мартенситного типа, и в случае аустенитного типа значения обратимой памяти формы после высокоскоростного нагружения были ниже, чем после квазистатического. Правда, это различие между обратимой памятью формы аустенитного типа после высокоскоростного и квазистатического растяжения было незначительным.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 13-01-00050.

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МАГНИТНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Спольник А.И., Волчок И.В., Калиберда Л.М.

*Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства
им. Петра Василенко, г. Харьков, Украина
alspol@mail.ru*

В настоящей работе теоретически рассмотрено влияние мелкодисперсных включений (немагнитных частиц, газонаполненных пор) на ширину линии ферромагнитного резонанса (ФМР) и дана оценка возможности применения метода ФМР для диагностики наличия таких дефектов, а также изучения кинетики их трансформации в процессе различных воздействий на металл.

Как известно, ширина линии ФМР чувствительна к неоднородным напряжениям, создаваемыми в материале структурными дефектами. Для случая дислокаций, возникающих при пластической деформации, этот механизм уширения линии ФМР подробно изучен экспериментально и теоретически в целом ряде работ, например [1–3]. В настоящей работе по аналогии с [3], исходя из выражения для магнитоупругой энергии и заменяя тензор деформации вокруг дислокации на тензор деформации, возникающей в ферромагнитной среде из-за сферического включения (например, при облучении), было получено следующее выражение для ширины линии ФМР:

$$\Delta H_p^1 \cong 10^8 \cdot \left(\frac{B_1^2}{M_0^3} \right) \cdot (1 + \sigma)^2 \left(\frac{p}{E} \right)^2 n_p \frac{R^6}{\alpha^{3/2}},$$

где B_1 – магнитоупругая постоянная, σ – коэффициент Пуассона и E – модуль Юнга ферромагнетика, p – давление, оказываемое включением на матрицу, $n_p = \frac{N}{V}$ – количество включений в единице объема. Из полученного аналитического выражения, следует, что дополнительная ширина линии существенно зависит от среднего размера дефектов, их концентрации и давления, оказываемого на матрицу. Используя данные, приведенные в [4], было оценено давление гелия в порах и величина поверхностной энергии никеля. Полученные значения анализируемых параметров удовлетворительно согласуются с известными из литературы значениями [5].

Список литературы

1. Баряхтар В.Г., Савченко М.А., Тарасенко В.В. Влияние дислокаций на ширину линии однородного ферро- и антиферро-магнитного резонансов // ЖЭТФ.– 1968. – **54**, вып.5.– С.1603-1612.
2. Булатов А.С., Пинчук В.Г., Лазарева М.Б. // ФММ.-1972. **34**, вып.5.- С.1066. – 1069.
3. Ахиезер Л.Д., Ганн В.В., Спольник А.И. //ФТТ.-1975.- **17**, вып.8.- С.2340-2346.
4. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов.-Киев: Наукова думка, 2006,-373 с.
5. М. Томпсон. Дефекты и радиационные повреждения в металлах. -М.: Мир, 1971.-367 с.

СОБСТВЕННЫЕ КОЛЕБАНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК, ОСЛАБЛЕННЫХ ОТВЕРСТИЕМ

Серегин С.В.

ФГБОУ ВПО "Комсомольский-на-Амуре государственный
технический университет", Россия

Seregin-KomsHome@yandex.ru

1. Собственные частоты и формы колебаний оболочки с отверстием. Систему разрешающих уравнений оболочки с отверстием запишем в следующем виде:

$$\frac{D}{h} \nabla^4 w = \frac{1}{R} \frac{\partial^2 \Phi}{\partial x^2} - \rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} - \frac{M_c}{h} \delta(x - x_0, y - y_0) \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} \quad (1)$$

$$\frac{1}{E} \nabla^4 \Phi = -\frac{1}{R} \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \quad (2)$$

В случае шарнирного закрепления торцов оболочки, динамический прогиб, удовлетворяющий условиям периодичности в окружном направлении представим в виде: $w = (f_1(t) \sin \beta y + f_2(t) \cos \beta y) \sin s x$. В результате соответствующих подстановок и выполнения процедуры метода Бубнова – Галеркина получим следующую систему уравнений для определения обобщенных перемещений оболочки f_1 и f_2 :

$$\ddot{f}_1 + \omega_0 f_1 + \frac{4(M_{so} - M_c)}{M_c} \left[\ddot{f}_1^2 \cos^2 \beta y_0 + \ddot{f}_2^2 \cos \beta y_0 \sin \beta y_0 \right] \sin^2 s x_0,$$
$$\ddot{f}_2 + \omega_0 f_2 + \frac{4(M_{so} - M_c)}{M_c} \left[\ddot{f}_1^2 \cos^2 \beta y_0 + \ddot{f}_2^2 \cos \beta y_0 \sin \beta y_0 \right] \sin^2 s x_0,$$

из которой найдем частоты колебаний оболочки с отверстием:

$$\Omega_1 = \frac{\omega_0}{\sqrt{1 - \frac{M_c (4 \cos^2 s x_0 - 3) - M_{so}}{M_c - M_{so}}}}; \Omega_2 = \omega_0$$

Как M_c и M_{so} в решении обозначена масса вырезанного элемента и масса идеальной оболочки соответственно.

Видно, что при колебаниях оболочки, ослабленной отверстием наблюдается расщепление изгибного частотного спектра. Кроме того, место размещения выреза не зависит от окружной координаты. Меньшая из расщепленных частот всегда ниже, по сравнению со случаем идеальной оболочки. Большая же – равна частоте колебаний идеальной круговой оболочки.

Список литературы

1. Лейзерович Г.С., Приходько Н.Б., Серегин С.В. О влиянии малой присоединенной массы на колебания разнотолщинного кругового кольца // Орел: Госуниверситет УНПК. Строительство и реконструкция. 2013. №4. – С. 38-41.
2. Лейзерович Г.С., Приходько Н.Б. Серегин С.В., О влиянии малой присоединенной массы на расщепление частотного спектра кругового кольца с начальными неправильностями. // Строительная механика и расчет сооружений, 2013. №6. С. 49 – 51.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ОТ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ В КВАЗИБИНАРНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ LaB_6 – MeB_2 ИЗ «ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ»

Закарян Д. А., Хачатрян А. В.

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
Киев, Украина, dora_zakaryan@mail.ru

Для выявления зависимости механических характеристик (деформации, модуля упругости, теоретической прочности) от температуры, необходимо знать значения энергии электрон-ионной системы рассматриваемых материалов при разных температурах. В рамках метода псевдопотенциалов это означает найти изменение объема элементарных ячеек боридов, при температурах отличных от нуля. Разработана модель, с помощью которой при каждом значении объема (соответствующего данной температуре) вычисляется энергия электрон-ионной системы, на основе которой, по стандартной методике вычисляется теоретическая прочность как функция от температуры кристалла [1]. В графическом виде представлены зависимости теоретической прочности от температуры, при одноосном растяжении для LaB_6 . Вычисление проводилось также для TiB_2 и композита LaB_6 - TiB_2 эвтектического состава.

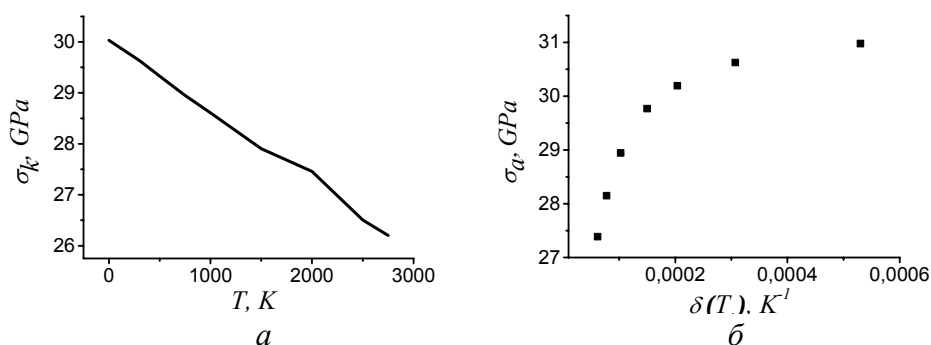


Рис. Зависимость теоретической прочности LaB_6 при одноосной деформации от температуры (а) и от удельной термической деформации (б). $\delta(T_i) = (a - a_0)/a_0 \cdot 1/T_i$, a_0 , a – параметры решеток до и после деформации при температуре T_i

Прочность композита и его составляющих частей меняется экспоненциально в зависимости от температуры. В малом интервале температур для LaB_6 и композита LaB_6 – TiB_2 наблюдаемое отклонение (появление пиков) в зависимости прочность – температура является следствием изменения коэффициента термического расширения при деформациях. Этот квантово-механический эффект связан со структурой LaB_6 и взаимодействием атомов входящих в его состав [2]. Зависимость максимальной прочности от удельной термической деформации описывается сигмоидой – функцией Больцмана.

1. Закарян Д.А., Каргузов В.В., Хачатрян А. В. Прочностные характеристики материалов в системе LaB_6 - MeB_2 ($\text{Me} = \text{Ti}, \text{Zr}$) // Труды ИПМ НАНУ. Серия “Моделирование в материаловедении”, “Математ. Модели в вычисл. эксперимент в матер”. Киев- 2013. – Выпуск 15. С. 46-49.
2. Закарян Д.А., Каргузов В.В., Хачатрян А.В. Abinitio вычисление коэффициентов термического расширения боридов MeB_2 ($\text{Me} = \text{Ti}, \text{Zr}$), LaB_6 , и эвтектических композитов LaB_6 - MeB_2 // Порошковая металлургия. – 2012. – №5/6. – С. 65-72.

РАЗВИТИЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРЕЩИН ПРИ ВНЕЗАПНОЙ И СТАЦИОНАРНОЙ РАЗГРУЗКЕ УГОЛЬНОГО ПЛАСТА

Фельдман Э.П.

*Институт физики горных процессов НАН Украины,
г. Донецк, Украина,
feldman@dept.fti.ac.donetsk.ua*

Угольный пласт в нетронутом состоянии пронизан системой трещин. В газонасыщенных пластах эти трещины заполнены газом с давлением P_0 . Трещины не развиваются, поскольку они зажаты горным давлением, значительно превышающим P_0 . При отработке пласта происходит перераспределение поля напряжений в пласте таким образом, что практически исчезает компонента напряжений σ_m , поперечная по отношению к обнаженной поверхности пласта, т.е. происходит разгрузка на величину σ_m . Для трещины, плоскость залегания которой параллельна поверхности забоя, может случиться так, что давление газа в ней при отсутствии сжимающих напряжений превзойдет критическое гриффитсовское значение (для данной исходной длины) трещины. В таком случае стартует процесс развития трещины (выстреливание). При внезапной разгрузке (взрыве) трещина вначале быстро разбухает, ее объем увеличивается, а давление газа в ней падает, так что критерий Гриффитса следует использовать с учетом изменившегося давления. В итоге мы приходим к следующей модификации критерия Гриффитса: трещина «выстрелит», если

$$\frac{\sigma_m L_0}{BZ_0} < \frac{M_0}{M_c} - 1,$$

где $M_0 \equiv \frac{\pi}{2} P_0 \sqrt{L_0}$ – коэффициент концентрации напряжений в вершине трещины, M_0 – модуль сцепления угля, B – упругий модуль, Z_0 – зияние (раскрытие) трещины. Напомним, что обычно критерий Гриффитса сводится к неравенству $M_0 > M_c$.

Сверх того, найдено уравнение, определяющее размер трещины после выстрела, когда в результате развития трещины, гриффитсовское неравенство превращается в равенство. После этого развитие трещины происходит в результате натекания в полость трещины газа из окружающих трещин и пор, поскольку давление газа в ней меньше P_0 . Записана система уравнений для давления газа в полости движущейся трещины и ее длины. Из этой системы следует, что хотя газ фильтруется в полость трещины, давление в ней не возрастает, а убывает ввиду роста объема полости трещины за счет увеличения как ее размеров, так и зияния. Найдены характерные времена фильтрационного развития трещин.

В случае медленной (стационарной) разгрузки пласта при его отработке показано, что давление газа в полости трещины остается близким к P_0 , так что при затрудненном выходе газа из пласта может наступить (при $M_0 > M_c$) момент выполнения критерия Гриффитса и произойдет разрушение. Указанные соображения и результаты могут создать базу для количественной оценки вероятности возникновения внезапного выброса угля, породы и газа.

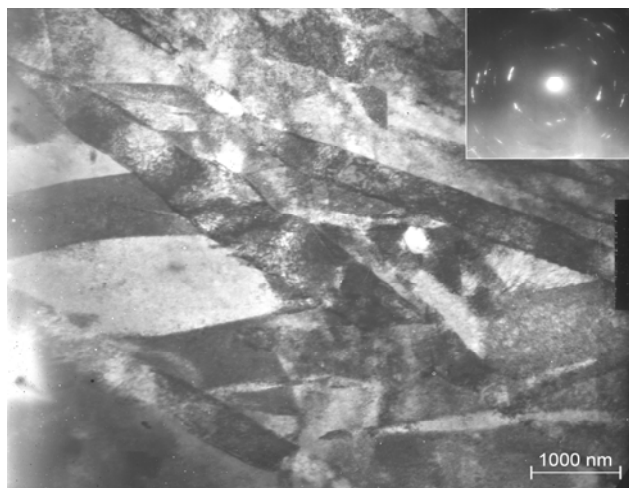
ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ КРИОДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В ТИТАНЕ

Плотникова Ю.М., Брауде И.С., Смирнов А.Р., Москаленко В.А.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
Харьков, Украина
braude@ilt.kharkov.ua

Контролируемое формирование наноструктурного состояния с использованием технологии сочетающей криомеханическую фрагментацию зеренной структуры и последующих отжигов [1] дает возможность оптимизировать механические свойства материалов данного класса. В работе, применив методы рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии на просвет, изучено влияние различных степеней криодеформации на микроструктурные параметры титана технической чистоты ВТ1-0.

Наноструктурное состояние формировали прокаткой предварительно отожженных при $T = 670^\circ\text{C}$ образцов при температуре близкой к температуре жидкого азота до величины истинной деформации $\epsilon = 0,3\text{--}1,2$. В качестве примера к процессу фрагментации зерна двойниками на рисунке представлено светлопольное электронномикроскопическое изображение структуры титана после криодеформации $\epsilon = 0,6$. Методами



рентгеновской дифрактометрии были определены размеры областей когерентного рассеяния L (ОКР), величины макронапряжений σ и средних микродеформаций $\Delta\epsilon$ [2]. Установлено, что в криодеформированных образцах титана действуют сжимающие напряжения в пирамидальных и базисной плоскостях. Результаты экспериментов показали, что даже при минимальной криодеформации величина действующих макронапряжений меньше, чем в исходном образце. Абсолютные значения и знак макронапряжений изменяются в зави-

симости от действующих систем скольжения и двойникования.

С увеличением степени деформации при низких температурах увеличивается вклад двойникования в формирование нанокристаллического состояния, что подтверждается уменьшением размеров ОКР. При этом наблюдается возрастание величины действующих в образцах микродеформаций.

Список литературы

1. Москаленко В.А., Смирнов А.Р., Москаленко А.В. Нанокристаллический титан, полученный криомеханическим методом: микроструктура и механические свойства //ФНТ - 2009.- т.35.- №11.- с.1160 - 1164.
2. Структура и физические свойства твердого тела. Лабораторный практикум: Учеб. пособие/Под. ред. проф. Л.С.Палатника.- Киев:ВШ, 1983.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Сенникова Л.Ф.¹, Давиденко А.А.¹, Григорова Т.В.², Бурховецкий В.В.¹,
Спусканияк В.З.¹, Слива К.И.¹

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина

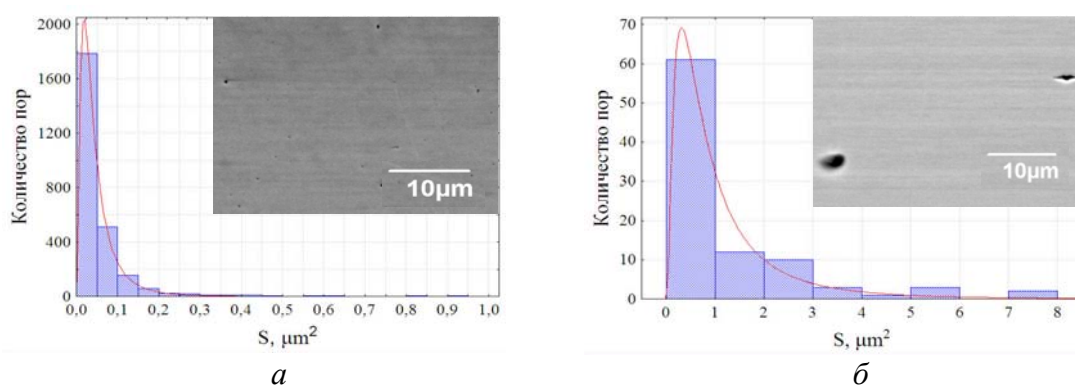
²Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина
НАН Украины, Харьков, Украина
dav76@ukr.net

Как известно, одним из эффективных методов формирования наноструктурного состояния материала является интенсивная пластическая деформация (ИПД) при комбинации прямой гидроэкструзии (ГЭ) и угловой гидроэкструзии (УГЭ) с последующим волочением (В).

При холодной пластической обработке материалов методами ГЭ и УГЭ без противодействия с высокими степенями накопленной деформации релаксация напряжений может происходить путем образования пор и трещин. Степень поврежденности для различных материалов зависит от значительного числа факторов: химического состава, структуры, термической обработки, метода и маршрута деформирования.

В данной работе исследовалась поврежденность и механические свойства меди в зависимости от схемы ИПД. Для изучения дефектной структуры (микропор и микротрещин) в работе с помощью растрового электронного микроскопа проводилось сканирование поверхности продольного шлифа медной проволоки марок OF и FRTP диаметром 0,5 мм. Для исследования дефектности в прутках использовались также и волюметрические методы.

Показано, что в тонкой медной проволоке, полученной по разным деформационным схемам, наблюдается различный характер распределения микропор. В схемах с монотонной деформацией (ГЭ + В) наблюдается большое количество мелких пор, в схемах с использованием УГЭ наблюдается существенное уменьшение общего количества пор, причем, в случае меди FRTP наблюдаются крупные поры, количество которых меньше на порядок (см. рис.).



Распределение микропор по размерам для меди FRTP (99,95%):

a – ГЭ ($e = 6,8$), *б* – УГЭ ($e = 12,5$)

Установлено, что при больших пластических деформациях ($e > 1$) использование УГЭ при обработке меди способствует уменьшению интегрального объема несплошностей всех размеров в исследуемых образцах.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НА ОСНОВЕ МКЭ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В КОНСТРУКЦИЯХ ПРИ МНОГОЦИКЛОВЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Горохов В.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А.

*НИИМ Нижегородского университета, Нижний Новгород, Россия,
vas-gor@rambler.ru*

В докладе представлены математические модели, алгоритмы и созданные на их основе программные средства численного моделирования процессов образования и развития усталостных трещин в элементах конструкций при термосиловых многоцикловых нагрузениях. Методической основой предлагаемых разработок являются подходы, основанные на применении для анализа процессов разрушения соотношений механики поврежденной среды, позволяющие прогнозировать весь процесс развития дефектов в материале от момента их зарождения до предельного раскрытия магистральной трещины.

Для описания накопления повреждений в материале используется модель многоциклового усталости [1], учитывающая зависимость числа циклов до разрушения от: уровня действующей температуры, параметра асимметрии цикла, вида напряженно-деформированного состояния, реализующегося в цикле, накопленной поврежденности. Адекватность данной модели при исследовании закономерностей деформирования и накопления повреждений в условиях многоцикловых воздействий подтверждается хорошим согласованием расчетных и экспериментальных данных [1].

Моделирование процесса развития усталостной трещины в конструкции осуществляется методом «выключения» узлов при достижении в них критического значения меры поврежденности [2]. При этом процесс развития трещины рассматривается как последовательное «выключение» соседних узлов в ходе нагружения конструкции. Эффективность использования метода «выключения» узлов для численного исследования развития трещин в элементах конструкций ранее была продемонстрирована как в случае монотонных [2], так и малоцикловых нагружений [3].

Предлагаемые в работе модели и алгоритмы, реализованы в рамках вычислительного комплекса УПАКС [4]. Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 14-08-31084-мол_a).

Список литературы

1. Горохов В.А., Казаков Д.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А. Экспериментально-теоретическое исследование усталости конструкций при многоцикловых квазистатических термосиловых нагрузениях // Материалы XIX Международного симпозиума «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред» им. А.Г. Горшкова. Т.1. – М.: “ТР-Принт”, 2013. – С. 69 – 71.
2. Горохов В.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А. Численное моделирование процесса разрушения экспериментального образца с концентратором в условиях плоского изгиба // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2010. – № 6. – С. 47–53.
3. Горохов В.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А. Алгоритмы прогнозирования малоциклового прочностного поведения конструкций на основе МКЭ // Проблемы прочности и пластичности. – 2011. – Вып. 73. – С. 13 – 24.
4. Вычислительный комплекс УПАКС. Научно-технический центр по ядерной и радиационной безопасности. Аттестационный паспорт программного средства. Регистрационный паспорт аттестации ПС № 147 от 31.10.2002.

АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВА TiNb–B₁ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА И ЕГО ВЛИЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Кузнецов А.В.⁽¹⁾, Салищев Г.А.⁽²⁾, Соколовский В.С.⁽³⁾

Лаборатория объемных наноструктурных материалов, Белгородский государственный научно исследовательский университет, г. Белгород, Россия

⁽¹⁾kuznetsov@bsu.edu.ru; ⁽²⁾salishchev@bsu.edu.ru;

⁽³⁾vitalii_sokolovs@mail.ru

В последние годы интерметаллидные сплавы на основе гамма алюминидов титана привлекают все более широкое внимание для возможного использования в качестве перспективных конструкционных материалов. Однако, несмотря на многочисленные исследования, до сих пор остаются открытыми вопросы, связанные с выбором конкретных композиций сплавов и структурных состояний для достижения оптимального баланса свойств. Особенностью этих сплавов является то, что фазовый состав и структура в чрезвычайной степени зависят от концентрации легирующих элементов, поэтому их интервалы строго регламентированы. Соответственно, композиция сплава существенно влияет на выбор режимов термической обработки. В этой связи использование компьютерного моделирования для построения диаграмм состояния и фазовых диаграмм, может быть весьма полезным для анализа влияния содержания элементов на фазовые области и превращения.

В данной работе с помощью программы Thermo-Calc для одного из перспективных сплавов третьего поколения TiNb–B₁ (Ti–43,5Al–4Nb–1Mo–0,1B) проведен анализ фазовых превращений, их последовательности при охлаждении, используя политермическое сечение системы Ti–Al–Nb–Mo. Приведены расчетные значения температур фазовых превращений. С помощью моделирования построена фазовая диаграмма и показано, что фазовый состав, включая массовые доли разных фаз (α , β , γ , α_2 , σ) сильно зависит от температуры. Используя методы дифференциального термического анализа, дилатометрии, рентгенографии определены фазовые превращения и критические точки превращений в сплаве TiNb–B₁. Проведены структурные исследования образцов сплава после закалки из разных фазовых областей, результаты которых сопоставлены с расчетной диаграммой состояния. Сравнением экспериментальных и теоретических результатов обнаружено расхождение в определении температурных границ фазовых областей, особенно в низкотемпературной области. Так, экспериментальная температура эвтектидного превращения оказалась на 80–90°C выше расчетной, а температура T_β лишь на 5°C. Тем не менее показано, что использование расчетных методик с помощью специализированных компьютерных программ является весьма эффективным инструментом, позволяющим облегчить экспериментальные исследования многокомпонентных гамма сплавов. Изучено влияние термоциклической обработки на структуру литого сплава TiNb–B₁. Рассчитан объемный эффект от фазового наклепа при нагреве в разные фазовые области, величина которого составляет $\Delta_{\gamma \rightarrow \alpha} = 8,00\%$, $\Delta_{\alpha \leftrightarrow \alpha_2} = 8,92\%$, $\Delta_{\alpha \rightarrow \beta} = 0,75\%$. Исследовано влияние количества циклов, температур нагрева на объемную долю, размеры структурных составляющих и межпластинчатое расстояние. Показано, что фазовый наклеп может быть использован для измельчения структуры сплава. Обсуждается влияние термоциклической обработки на структуру и механические свойства сплава TiNb–B₁.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА 1545K

¹Юзбекова Д. Ю., ²Могучева А. А.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия,

¹tagirovadiana@mail.ru, ²mogucheva@bsu.edu.ru

В результате равноканального углового прессования сплава 1545K (Al–4,57%Mg–0,35%Mn–0,2%Sc–0,09%Zr) при температуре 300°C до степени деформации ~12 в материале формируется однородная структура с объемной долей и средним размером рекристаллизованных зерен ~ 90% и 0,8 мкм, соответственно. Доля высокоугловых границ равна ~ 90%, средний угол разориентировки при этом составляет 37°.

На графиках зависимостей напряжения течения и коэффициента скоростной чувствительности (m) от скорости деформации (рис. 1а,б) хорошо различимы характерные для сверхпластичных материалов области деформации. Кривые зависимости истинное напряжение – скорость деформации имеют сигмоидальную форму при всех температурах (рис. 1а). Увеличение температуры до 275°C приводит к смещению оптимального скоростного интервала сверхпластичности в сторону больших скоростей деформации и увеличению значений m от 0,21 при 150°C до 0,49 при 275°C. При дальнейшем увеличении температуры до 300°C наблюдается уменьшение пикового значения коэффициента скоростной чувствительности до 0,42. Максимальное значение $m \sim 0,49$ и $\delta \sim 1200\%$ были получены при температуре 275°C и скорости деформации $5,6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Умеренные удлинения порядка 530% были обнаружены при скорости $5,6 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и $T = 200^\circ\text{C}$. В интервале температур 225 – 300°C относительное удлинение $\geq 600\%$ наблюдается в широком диапазоне скоростей деформации $5,6 \times 10^{-4} - 5,6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. При температуре деформации 150°C удлинение до разрушения не превысило 200%.

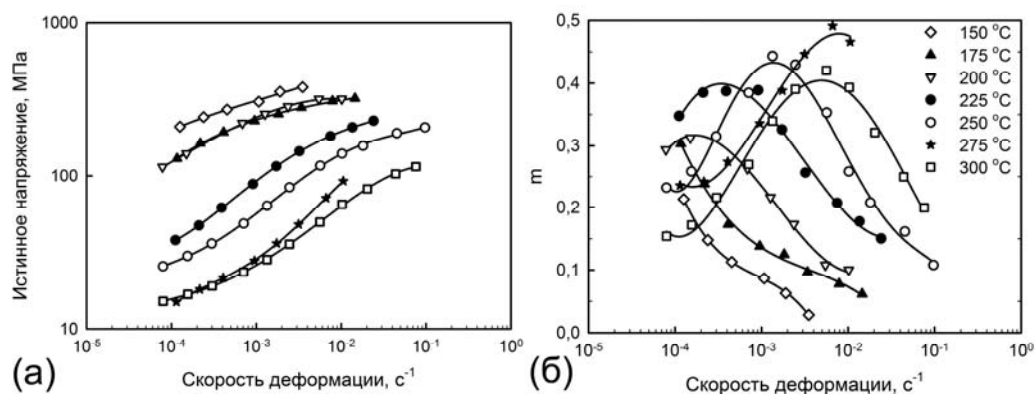


Рис. 1. Кривые зависимости истинного напряжения (а), коэффициента скоростной чувствительности (б) от скорости деформации сплава 1545K

На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, сплав 1545K с мелкозернистой структурой проявляет признаки низкотемпературной сверхпластичности с максимальным $m \sim 0,49$ и $\delta \sim 1200\%$ при температуре 275°C и скорости деформации $5,6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП НИУ «БелГУ» при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, государственный контракт № 02.740.11.0510.

СЕГРЕГАЦИЯ И ЛАТЕРАЛЬНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРИМЕСЕЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛЁНКАХ

Давыдова И.М., Мельник Т.Н., Юрченко В.М.

Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина,
i.m.davydova@mail.ru

Кинетика сегрегации примеси на поверхностях раздела в металлических плёнках определяется не только величиной энергии взаимодействия атома примеси с каждой из границ, но и энергией возможного латерального взаимодействия атомов примеси в сегрегационном слое между собой. В работе приведено теоретическое описание кинетики сегрегации примеси на границах тонкого примесесодержащего слоя, по обе стороны которого находятся различные материалы, а значит, и энергии взаимодействия примеси с границами разные. Рассмотрено влияние латерального взаимодействия и определены области параметров (начальная концентрация примеси, температура, толщина плёнки), где это воздействие существенным образом изменяет ход сегрегации. В сравнении с сегрегацией примеси в массивных образцах, данная область параметров является более узкой по причине ограниченности запаса примеси в тонком слое.

Представленный на рисунке результат расчета иллюстрирует тот факт, что при значениях энергии и температуры, которые в полубесконечном образце соответствуют формированию промежуточного долгоживущего состояния и замедлению сегрегации, в тонком слое притягивающее латеральное взаимодействие играет роль дополнительного вклада в энергию сегрегации. Различие коэффициентов обогащения границ и ограниченность количества примеси приводит к немонотонному ходу накопления примеси на одной из границ.

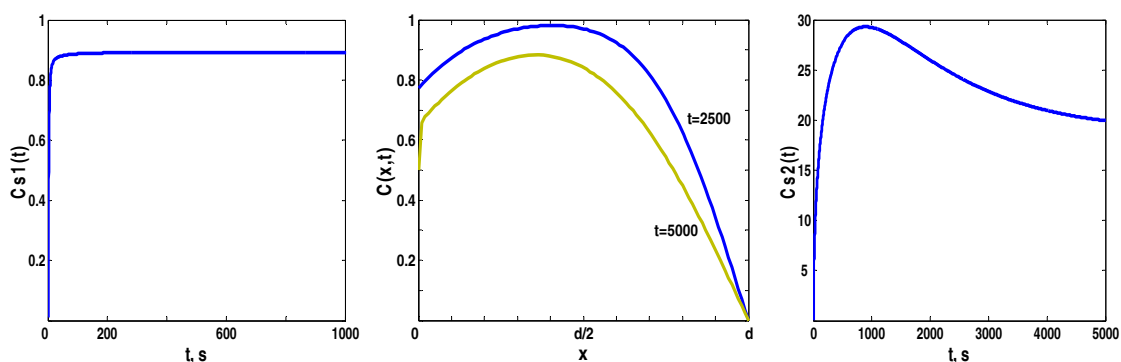


Рис. Концентрационный профиль примеси Ag в тонкой плёнке Ni и сегрегационные кривые на обеих границах при наличии притягивающего латерального взаимодействия на левой границе.

Список литературы

1. И.М. Давыдова, Т.Н. Мельник, В.М. Юрченко // ФТВД, 21, №4. (2011).
2. A.V. Krajnikov, V.M. Yurchenko, E.P. Feldman, D.B. Williams // Surf. Sci., 515 (2002) 36–44.
3. Jian-Min Zhang, Bo Wang, Ke-Wei XU // Pramana – J. Phys., Vol. 69, №4. October 2007.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

Шишкина Ю. А., Баглюк Г. А.

*Институт Проблем Материаловедения И.Н.Францевича НАН Украины,
Киев, Украина,
juli-unona@ukr.net*

Одним из наиболее эффективных методов получения высокопрочных алюмоматричных композитов с карбидотитановой упрочняющей фазой является технологический подход, предусматривающий использование лигатур, содержащих дисперсные упрочняющие частицы, полученные термическим синтезом из смеси порошков Al, Ti и C. Целью настоящей работы было исследование влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства алюмоматричных композитов после винтовой экструзии (ВЭ). Количество проходов при ВЭ изменялось от 1 до 3.

В качестве исходных материалов использовали смеси порошков алюминия и 5 %, 10 % и 15 % (масс.) лигатуры. Микроструктура образцов после ВЭ характеризуется наличием отчетливо выраженных двух фаз: основой является матрица из алюминия, в которой относительно равномерно распределена упрочняющая фаза, представляющая собой агломераты размером от 10 до 150 мкм (рис. 1).

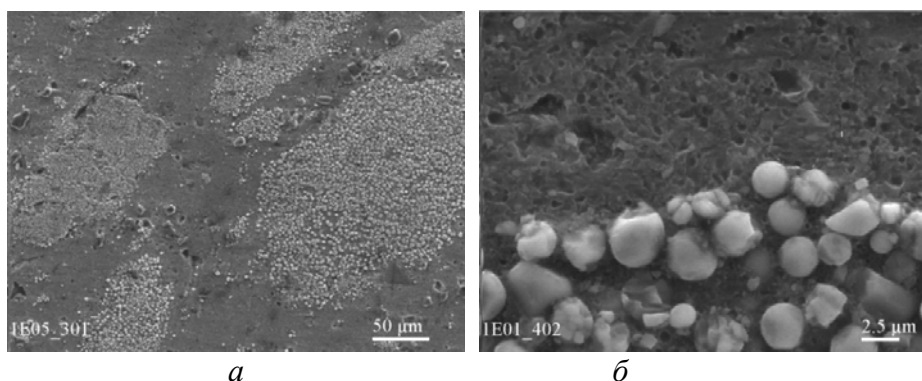


Рис. 1. СЭМ изображение микроструктуры образцов после винтовой экструзии заготовки с 10% лигатуры при увеличении $\times 300$ (а) и $\times 4000$ (б)

Агломераты упрочняющей фазы состоят, главным образом, из частиц карбида титана с размером около 1–1,5 мкм с близкой к сферической форме. В процессе ВЭ происходит деформация частиц и агломератов упрочняющей фазы (лигатуры): последние вытягиваются вдоль направления течения материала, в результате чего в структуре материала формируется отчетливо выраженная текстура. Степень текстурированности образцов существенно возрастает от 1 до 3 прохода. У заготовок после 1 прохода наблюдается четкая граница между алюминием и лигатурой. После 2 прохода матричная фаза начинает проникать между частицами твердой фазы, образуя внутри неё своеобразные прослойки, и после 3 прохода – перемешивается с ней, приводя к активной фрагментации последней. Наиболее ярко этот эффект проявляется у образцов с 15 % содержанием лигатуры. Об упрочнении сплава за счет накопления деформаций свидетельствует заметное повышение его твердости (с 55 до 76 HRB) с увеличением количества проходов при ВЭ и увеличении плотности композита с 2,68 до 2,73 г/см³.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИСХОДНОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ

Майер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.¹, Кошовкина В.С.², Хомякова Г.В.³,
Мельников Е.В.¹, Тукеева М.С.¹, Найденкин Е.В.¹, Одесский П.Д.⁴,
Добаткин С.В.⁵

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

galinazg@yandex.ru, elena.g.astafulova@gmail.com

²НИИ Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

³НИИ Томский государственный университет, г. Томск, Россия

⁴Центральный научно-исследовательский институт строительных конструкций им.
В.А. Кучеренко, Москва, Россия

⁵Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

Методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, микроиндентирования исследовали структуру и прочностные свойства исходно нормализованной (920 °С, 30 мин.) и закаленной (от 920 °С, 30 мин. в воду) стали 06МБФ (Fe–0,1Mo–0,6Mn–0,8Cr–0,2Ni–0,3Si–0,2Cu–0,1V–0,06Nb–0,09C, мас.%) после кручения под гидростатическим давлением (КГД) на наковальнях Бриджмена ($P = 6$ ГПа) при комнатной температуре на пять полных оборотов.

Установлено уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий исследуемой стали после КГД, что свидетельствует об измельчении структуры и повышении внутренних напряжений. Значения микродеформации кристаллической решетки составляли $\Delta d/d = 3 \times 10^{-4}$ в исходно нормализованном и 8×10^{-4} в исходно закаленном состояниях. После кручения независимо от исходного состояния они достигали значений $\sim 3 \times 10^{-3}$. Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) в исходно нормализованном состоянии (110 нм) превышали значения для исходно закаленной стали (80 нм). После КГД размеры ОКР существенным образом уменьшались по сравнению с исходными состояниями до 20 и 45 нм в случае закаленного и нормализованного состояний соответственно. Плотность дислокаций (ρ), рассчитанная по данным рентгеноструктурного анализа, возрастает после КГД: от $4 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ в исходно нормализованном состоянии до $9 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ после КГД и от $1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в исходно закаленном состоянии до $2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ после кручения. Таким образом, кручение исходно закаленных образцов стали 06МБФ приводит к формированию более дисперсного и более неравновесного состояния по сравнению с нормализованными образцами.

КГД приводит к росту средних значений микротвердости (середина радиуса диска) более чем в 4 раза (от 1,6 до 7 ГПа) для исходно нормализованных образцов и в 2,5 раза (от 3,2 до 7,7 ГПа) для исходно закаленного состояния. Распределение микротвердости вдоль диаметра дисков, полученных из исходно закаленного состояния более однородное (6,5 ГПа в центре диска) в сравнении с состоянием, сформированным из нормализованного состояния (5 ГПа в центре диска). Более высокие значения микротвердости, плотности дислокаций, деформации решетки и меньший размер структурных элементов после КГД закаленных образцов по сравнению с нормализованными обусловлены большей исходной плотностью дислокаций и дисперсностью структуры из-за фазового наклепа после закалки.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг. (III.23.2.2.) и стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).

ОПИСАНИЕ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ

Назаров В. В.

*Научно-исследовательский институт механики
Московского государственного университета
имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия
inmec130@mail.ru*

Как правило, при получении характеристик изотермической ползучести исследуемого материала при сложном напряженном состоянии, проводят испытания на тонкостенных трубчатых образцах. Сложное напряженное состояние создается двумя независимыми стационарными усилиями: осевой силой и крутящим моментом.

При описании установившейся ползучести при сложном напряженном состоянии используют степенную зависимость

$$\dot{\epsilon}_{\text{inv}} = A^{-1} \sigma_{\text{inv}}^n, \quad A, n > 1,$$

где A , n – параметры изотермической ползучести, $\dot{\epsilon}_{\text{inv}}$, σ_{inv} – инварианты тензоров скоростей деформаций и напряжений. В качестве инвариантов рассматриваются максимальная нормальная деформация ϵ_{max} , максимальное нормальное напряжение σ_{max} , максимальная сдвиговая деформация γ_{max} , максимальное касательное напряжение τ_{max} . При выборе зависимости $\dot{\epsilon}_{\text{inv}}(\sigma_{\text{inv}})$ проводится сравнительный анализ минимального суммарного расхождения соответствующих теоретических и опытных значений

$$\Delta = \min \left(\sum_{k=1}^N \left| \lg \dot{\epsilon}_{\text{inv}}^{\text{teor}} - \lg \dot{\epsilon}_{\text{inv}}^{\text{exper}} \right| \right),$$

где k – порядковый номер, N – количество опытов.

При статистической обработке использовались экспериментальные данные, полученные для медных трубчатых образцов при температуре 264 °С. Трубчатые образцы подвергались, либо растяжению, либо испытывались в комбинации растяжения и кручения. В результатах расчетов прослеживается, что погрешность $\Delta = 0,42$ зависимости $\dot{\epsilon}_{\text{max}}(\sigma_{\text{max}})$ превосходит погрешность $\Delta = 0,33$ зависимости $\dot{\gamma}_{\text{max}}(\tau_{\text{max}})$. Анализ погрешностей расхождения теоретических и опытных значений показывает, что при описании установившейся ползучести при сложном напряженном состоянии следует использовать зависимость $\dot{\gamma}_{\text{max}}(\tau_{\text{max}})$.

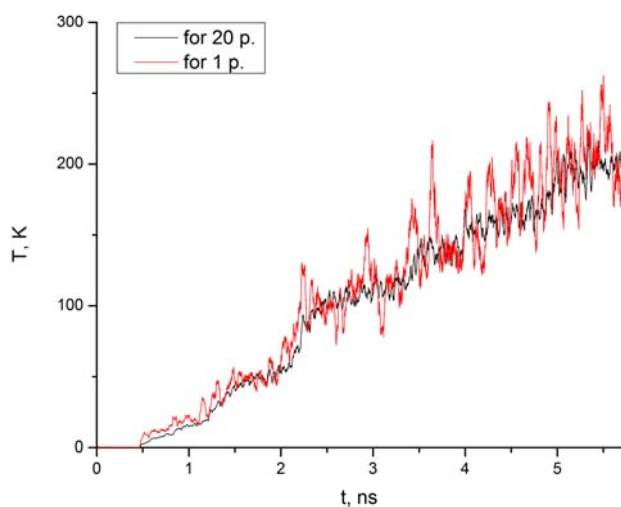
ПЕРЕХОДНЫЕ ВОЛНОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ГЕНЕРАЦИИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ

Метлов Л. С., Тиняков А. А.

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина,
Донецкий национальный университет, Донецк, Украина
lsmet@fti.dn.ua*

Явление генерации структурных дефектов в кристаллах в результате интенсивных внешних воздействий рассматривается на примере дислокаций. Этот процесс сопровождается возникновением низкочастотных переходных волновых процессов, которые на фоне равновесного температурного движения представляют собой некоторую неравновесную составляющую. Изучение данного феномена необходимо для понимания процесса релаксации в твердых телах, для построения феноменологических теорий неравновесной термодинамики, а также, для создания концепций неравновесной температуры и энтропии. Для исследования данного явления было привлечено компьютерное моделирование с использованием методов молекулярной динамики, а также использованы методы обработки сигналов.

Переходные волновые процессы в кристалле изучались на примере процесса индентирования 2D мерного кристалла меди размером 70×80 атомов тремя верхними атомами (индентор) с постоянной скоростью (5 м/с) [1]. Временные развертки записей скоростей атомов могут быть рассмотрены, как некоторые сигналы. Низкочастотная фильтрация сигнала позволила разделить общее движение каждого атома на равнове-



ную и неравновесную составляющие. Статистически устойчивое усреднение по некоторым временным интервалам квадратов скоростей атомов по каждой из составляющей позволила ввести понятие равновесной и неравновесной температуры, а также как обобщение равновесной и неравновесной энтропии.

Ранее эти переменные были введены на основании усреднения движения одной частицы [1]. Здесь статистический вес оценок усилен дополнительным усреднением

сразу по 20-ти атомам системы. В качестве примера приведена оценка для равновесной температуры (рисунок). Из графика видно, что пульсация температуры в этом случае существенно снизилась.

Предлагаемый подход является перспективным для изучения переходных волновых процессов не только с учетом образования дефектов (низкочастотная часть спектра, см. [1]), но и с учетом их движения (высокочастотная часть спектра).

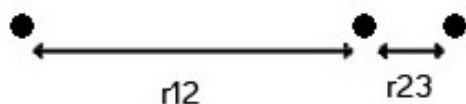
1. L.S. Metlov, Phys. Rev. E: 81, 051121 (2010).

МЕХАНИЗМЫ САМОУСИЛЕНИЯ СОЛИТОНОПОДОБНЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ В ОДНОМЕРНЫХ КРИСТАЛЛАХ

Метлов Л. С., Печеневский А.П.

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина,
Донецкий национальный университет, Донецк, Украина
lsmet@fti.dn.ua*

Нелинейные взаимодействия играют важную роль в протекании многих физических процессов и явлений. На нелинейных цепочках с реалистическим потенциалом взаимодействия Леннард-Джонса было открыто явление спонтанной локализации энергии колебаний цепочки в солитоноподобных волнах [1, 2]. При начальном введении хаотического возмущения в форме «белого шума» в системе спонтанно возникают сильные высокоамплитудные волны, которые в процессе распространения вбирают в себя энергию слабых колебаний. В процессе того, как большая часть энергии цепочки оказывается локализованной в таких солитоноподобных волнах, и энергии для их подпитки оказывается недостаточно, они начинают разрушаться, переходя в низкоамплитудный фон. И далее процесс повторяется периодически. Важной научной задачей является изучить механизм этого явления, выяснить, каким образом энергия от малоамплитудных фоновых колебаний перекачивается в энергию сильных солитоноподобных волн. Очевидно, что эта задача имеет статистический характер и зависит от того в какой момент частица, реализующая высокоэнергетическое возмущение, в процессе движения (распространения) подходит к следующей частице по цепочке. А также от того, каким образом они взаимно в этот момент двигаются друг относительно друга, то ли они двигаются навстречу, то ли следующая частица движется в том же направлении, что и частица в основной волне и последняя, как бы, догоняет ее.



Для выяснения этих обстоятельств нет необходимости рассматривать всю нелинейную цепочку, состоящую из сотен частиц, а можно ограничиться только тремя частицами, так называемый, трехчастичный эксперимент. В этом

случае, частица под номером 1 будет двигаться с большой скоростью и моделирует солитоноподобное возмущение. Частицы с номерами 2 и 3 будут колебаться вокруг общего центра тяжести с различной амплитудой, и они моделируют слабые (фоновые) колебания решетки.

С помощью компьютерного эксперимента было установлено, что на скорость улетающей частицы влияют такие факторы как: фаза колебания частиц в осцилляторе в момент столкновения и скорость налетающей частицы. Так же было выяснено, что в области заданных параметров модели более высока вероятность распада солитонов, нежели их усиления.

Список литературы

1. Metlov L.S. Soliton organization of thermal field in a chain at high temperature // Физика и техника высоких давлений. – 2001. – Т. 8, № 3. – С. 121-127. (См. также <http://arxiv.org/abs/nlin/0204041v1>).
2. Metlov L.S. Spontaneously appearing discrete moving kinks in nonlinear acoustic chain with realistic potential / L.S. Metlov, Yu.F. Ereimeichenkova // Condensed Matter Physics. -2003. –V.6, N1(33). –P.105-118.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И УПРОЧНЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Шурыгина Н.А.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,2}, Пермякова И.Е.^{1,2}, Блинова Е.Н.¹

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

²ГОУ ВПО «МГУПИ», Москва, Россия

shnadya@yandex.ru

Эффективным способом получения объемных нанокристаллических материалов с высокими функциональными характеристиками является нанокристаллизация аморфного состояния. В процессе нанокристаллизации образуются двухфазные аморфно-нанокристаллические структуры (АНС). На ранних стадиях кристаллизации формируется аморфная матрица с равномерно расположенными частицами кристаллической фазы с объемной долей $V_v \leq 0,5$ (АНС первого типа); на поздних стадиях – нанокристаллические зерна, разделенные тонкими аморфными прослойками (АНС второго типа).

Целью данной работы явилось экспериментальное изучение механического поведения аморфных сплавов на ранних стадиях перехода из аморфного состояния в кристаллическое. Объектами исследования явились образцы пяти исходно аморфных сплавов: Fe₇₀Cr₁₅B₁₅ (сплав 1), Fe₅₈Ni₂₅B₁₇ (сплав 2), Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ (сплав 3), Ni₄₄Fe₂₉Co₁₅B₁₀Si₂ (сплав 4), и Fe_{73,5}Si_{13,5}B₉Nb₃Cu₁ (сплав 5). Все сплавы получены в аморфном состоянии методом спиннингования расплава. Формирование АНС первого осуществляли путем контролируемого отжига аморфных сплавов. Отжиг для получения АНС первого типа осуществляли в интервале 450 - 520 °С (сплав 1), 250–450 °С (сплавы 2–4), и 450–610 °С (сплав 5) в течение 0,5–2 час. С помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) определены структурные параметры (средний размер D , объемная плотность N_v и объемная доля V_v) нанокристаллов, выделяющихся на стадии первичной кристаллизации.

Показано, что в сплаве 1 основной вклад в рост прочности (микротвердости HV) в процессе выделения кристаллической фазы вносит «модульный» фактор упрочнения - более высокое значение модуля Юнга выделяющихся нанокристаллических частиц по сравнению с аморфной матрицей.

В сплаве 2 при значениях $V_v \leq 0,1$ отмечается заметное снижение микротвердости HV , а при более высоких значениях V_v зависимость $HV(V_v)$ выходит на насыщение. При постоянном размере наночастиц ($D = 20$ нм) в сплаве 3 зависимость $HV(V_v)$ описывается зависимостью типа $HV \sim K(V_v)^n$, где $n = 1/3$.

Для сплава 4 зависимость $HV(V_v)$ разбивается на два участка ($(V_v)_{кр} = 0,2$), каждый из которых аналогичен зависимости, полученной для сплава 3. Основным фактором упрочнения для этих сплавов является «структурный» фактор – упрочнение, связанное с взаимодействием деформационных полос сдвига с частицами нанокристаллической фазы.

Микротвердость HV сплава 5 постоянно растет с увеличением V_v . Показано, что вклад в упрочнение вносят как рост N_v , так и рост D . При увеличении N_v наночастиц определяющее влияние на упрочнение оказывают оба фактора: «модульный» и «структурный».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 14-02-31284 мол_а, 14-02-00075а).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МОРЩИН РАЗЛИЧНОЙ АМПЛИТУДЫ В ГРАФЕНОВЫХ НАНОЛЕНТАХ

Корзникова Е. А., Дмитриев С. В., Корзникова Г. Ф.

*Институт проблем сверхпластичности металлов, Уфа, Россия,
elena.a.korznikova@gmail.com*

Графен - моноатомный слой углерода, известный благодаря своим необычным свойствам, обладает большим потенциалом использования в качестве материала для микроэлектроники, оптики и в других областях науки и техники. В настоящей работе изучены морщины и ринклоны – области, в которых имеет место удвоение длины волны морщин в упруго деформированных графеновых нанолентах с заземленными краями. Необходимо отметить, что свойства графена существенно зависят от приложенной деформации и топологии его поверхности. Графен обладает рекордно высокой жесткостью при растяжении в плоскости листа, но весьма малой изгибной жесткостью, что приводит к склонности к морщинообразованию при приложении сжимающих напряжений. Данное явление характерно для многих материалов в виде мембран, тонких пленок и т.п., где под воздействием краевых ограничений возможно самопроизвольное появление самоподобной иерархии морщин. Примеры могут быть найдены как для макрообъектов, начиная от висящих штор, так и для наноматериалов, в том числе, для листа графена. Одномерные или двумерные морщины могут возникать в графене за счет деформации сдвига, одноосной деформации сжатия, при термическом воздействии (в результате разницы коэффициентов термического расширения тонкого листа графена и подложки), а также при наноиндентировании.

Ввиду того, что морщины существенно влияют на свойства графена, их изучению в последние несколько лет посвящено довольно большое количество экспериментальных и теоретических работ. Так, в работах [1–2] были проанализированы геометрические свойства морщин в наноленте графена с заземленными краями, находящимися в условиях однородной плоской деформации. Были установлены зависимости длины волны, амплитуды, и ориентации морщин от компонент однородной деформации и ширины наноленты.

Методом молекулярной динамики проведено изучение наноленты графена содержащей морщины с одной либо двумя полными длинами волн в направлении оси ОХ, и переходную область (ринклон), в пределах которой число волн удваивается. Установлено, что амплитуда морщин находится в линейной зависимости от длины волны морщины, а потенциальная энергия на атом с ростом λ уменьшается по закону λ^{-2} , что обуславливает энергетическую выгодность состояния с большей длиной волны и в приводит к движению ринклона в соответствующую сторону. Движущийся ринклон (в присутствии достаточно большой вязкости) представляет собой волну солитонного типа неизменной формы. Длина рассматриваемого ринклона составила порядка 60% от ширины наноленты. В области ринклона обнаружено локальное повышение плотности энергии по сравнению с уровнями энергии морщин, соединяемых ринклоном, что объясняется значительными упругими искажениями решетки в переходной области.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-02-97029-р_поволжье_a.

1. J.A. Baimova, S.V. Dmitriev, K. Zhou, A.V. Savin. Phys. Rev. B. 82, 86, 035427 (2012).
2. Ю.А. Баимова, К. Жоу, Письма о материалах. 2(3), 139 (2012).

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА V–4Ti–4Cr

Гриняев К.В.^{1,2,3}, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Смирнов И.В.^{2,3},
Чернов В.М.⁴, Потапенко М.М.⁴

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

² Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия

³ Томский государственный университет, Томск, Россия

⁴ ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

kvgrinyaev@inbox.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведено комплексное изучение особенностей пластической деформации и разрушения мелкокристаллического сплава V–4Ti–4Cr после механических испытаний растяжением при температурах 20 и 800 °С.

Установлено, что пластическая деформация при комнатной температуре протекает, в основном, в объёме зерен, что приводит к фрагментации крупных кристаллитов на мелкие зерна и формированию высокодефектной микроструктуры с элементами субмикрокристаллического и наноструктурного состояния.

В процессе растяжения при повышенной (800 °С) температуре, вследствие разупрочнения границ зерен, пластическая деформация осуществляется, преимущественно, по этим границам.

Предполагается, что активизация явления локализации пластического течения является результатом формирования в высокопрочных состояниях мощных концентраторов напряжений и новых высокоэнергетических носителей кооперативных мод деформации – взаимосвязанных ансамблей дислокаций и точечных дефектов, взаимодействующих с ультрадисперсными частицами второй фазы.

Для объяснения структурной и токовой неустойчивости пластического течения в зонах локализации деформации, в рамках дислокационно-вакансионной модели [1, 2], в качестве механизма пластической деформации рассматривается механизм движения краевых дислокаций, подвижность которых определяется процессами их переползания при преодолении частиц второй фазы в условиях высокой концентрации деформационных точечных дефектов.

Показано, что взаимосвязь параметров микроструктуры и уровня прочностных свойств изучаемого сплава во многом определяется действующими механизмами пластической деформации и переориентации кристаллической решетки, активизация которых, в свою очередь, зависит как от условий внешнего воздействия, так и от особенностей локального упруго-напряженного состояния.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований СО РАН III.23.1. (2013-2016 гг.). Исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП Томского государственного университета.

1. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И. // Известия вузов. Физика. – 1991. – № 3. – С. 81-92.
2. Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И., Коротаев А.Д. Коллективные эффекты в ансамбле дислокаций и вакансий при формировании полосы локализованной деформации. – Томск: Изд-во Том. ун-та. Препринт № 5, 1989. 40 с.

К ПРОБЛЕМЕ ИСПЫТАНИЙ НА ВИБРОНАДЕЖНОСТЬ В УСЛОВИЯХ ТРЕХКООРДИНАТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Шпачук В. П., Никитина А. А.

*Харьковский национальный университет городского хозяйства имени
А.Н.Бекетова, Харьков, Украина,
shpachuk@ksame.kharkov.ua*

При испытаниях объектов на виброненадежность к наиболее достоверным относятся методы, позволяющие воспроизвести в контрольной точке объекта траекторию заданной формы и ориентации в неподвижном евклидовом пространстве [1, 2]. В этом случае исследуемый объект подвергается воздействию пространственной вибрации, а направление большей оси эллиптической траектории контрольной точки объекта совпадает или с направлением наименьшего жесткости подвески объекта, или направлением его наибольшей податливости, или направлением его наибольшего инерционного механического нагружения.

Разработан метод испытания объектов на виброненадежность, который реализуется таким образом.

1. Нормативным документом на испытания объекта устанавливаются параметры формы и ориентации в пространстве траектории контрольной точки объекта, на основании которых формируется вектор заданной двухкомпонентной вибрации контрольной точки объекта.

2. Вектор заданной двухкомпонентной вибрации преобразуется в вектор $\bar{Q}_{об.к.т.}^*$ заданной трехкомпонентной вибрации контрольной точки объекта испытаний.

3. Производится идентификация матрицы $W(p)$ передаточных функций, которые связывают трехкоординатные поступательные вибрации платформы вибростенда и объекта испытаний в контрольных точках.

4. Определяется вектор $\bar{Q}_{пл.к.т.}^*$ заданной трехкоординатной поступательной вибрации контрольной точки платформы по формуле [1]

$$\bar{Q}_{пл.к.т.}^* = W^{-1}(p) \cdot \bar{Q}_{об.к.т.}^*.$$

5. В контрольной точке платформы вибростенда системой испытаний воспроизводится полученный вектор $\bar{Q}_{пл.к.т.}^*$. При этом объект исследований проходит испытание на виброненадежность в условиях трехкоординатной поступательной вибрации, а в контрольной точке объекта воспроизводится эллиптическая траектория заданной в пункте 1 формы и ориентации.

Список литературы

1. Пространственное вибровозбуждение / Божко А.Е., Гноевой А.В., Шпачук В.П. – Киев: Наук. думка, 1987. – 192 с.
2. Majkut L. Quantitative analysis of phase trajectory as the information about technical condition of the object / L. Majkut // ACTA PHYSICA POLONICA. – 2012. – Vol. 121, No. 1–A : Acoustic and Biomedical Engineering. – p. 168–173.

ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЁННОГО СЛОЯ ПРИ ОБРАБОТКЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В НЕРАВНОВЕСНОЙ ПЛАЗМЕ

Мурга В.В., Гамазин Д.К., Антропов И.И., Омеман Дж.

*Донбасский государственный технический университет,
г. Алчевск, Украина
murga@ukr.net*

Неравновесная плазма, которая образуется между металлическим анодом и жидким электродом представляет интерес с точки зрения модификации поверхности металла. В данной работе представлены результаты исследования изменений механических и структурных характеристик углеродистых сталей в неравновесной плазме.

Самостоятельный разряд в плазмотронах с жидким катодом, устойчиво горящий на постоянном токе в воздухе при атмосферном давлении в диффузном (объемном) виде, является весьма интересным физическим объектом. Разряд, реализованный в этом плазмотроне, представляет интерес, как новый физический объект, так и с прикладной точки зрения. Хотя разряд между жидкими электродами известен около ста лет, физические процессы, состав и свойства разрядной плазмы изучены мало. Однако нагрев металлов в таких плазмотронах может производиться до достаточно высоких температур, что позволяет использовать его для практического применения. Это и упрочнение поверхности, нанесение покрытий и др. Именно практическая сторона использования подобных устройств вызывает повышенный интерес к работе генераторов неравновесной плазмы подобного типа.

Нагревание деталей в плазмотронах с жидким электродом носит характер экстремального нагрева, поэтому кратковременный нагрев в разряде неравновесной плазмы и последующее быстрое охлаждение позволяет получить твердость поверхности на 5% – 10% выше, чем при традиционной термической закалке. Глубина закаленного слоя при этом может регулироваться от долей миллиметра до единиц миллиметров.

В работе показано, что подобные уникальные свойства поверхности материалов обусловлены видом разряда между металлическим анодом и жидким катодом. Представлены данные, которые подтверждают стримерный характер разряда в плазмотронах с жидким электродом.

Твердость поверхности после обработки для стали 45 получена 64 – 67 HRC. Граница упрочненной области может быть как резко выраженной, так и плавной, в зависимости от режима обработки. В данном случае поверхностное упрочнение стальных изделий позволяют не только значительно повысить качество продукции, и добиться заданных параметров поверхности не затрагивая глубокие слои изделия, но и экономить энергетические ресурсы. Следует отметить простоту реализации данного вида обработки и более высокий тепловой КПД по сравнению с электродуговыми плазмотронами.

Использование неравновесной плазмы не ограничивается упрочнением поверхности, такой вид разряда может применяться для полировки поверхности и нанесения покрытий из раствора электролита. Представлены данные, которые характеризуют зависимость параметров разряда от состава растворов и концентрации солей.

ВЛИЯНИЕ ВИНТОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ГЦК ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Эфрос Б.М.¹, Дерягин А.И.², Метлов Л.С.^{1,3}, Кулагин Р.Ю.¹, Эфрос Н.Б.¹,
Ивченко В.А.⁴

¹Физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина,
lsmet@fti.dn.ua

²Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³Национальный Технический университет, Донецк, Украина

⁴Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

ГЦК нержавеющие сплавы, которые применяются в современных отраслях машиностроения, испытывают структурную нестабильность при интенсивных внешних воздействиях. Так, например, при интенсивной пластической деформации (ИПД) парамагнитных в недеформированном состоянии сплавов на основе Fe–Ni–Cr твердого раствора было получено типичное суперпарамагнитное поведение сплавов (нелинейная безгистерезисная зависимость намагниченности от напряженности магнитного поля.), что свидетельствует об образовании в парамагнитной матрице ферромагнитных кластеров, размеры которых оценивались от 10 до 50 нм.

Наблюдаемые эффекты объясняются тем, что при интенсивных внешних воздействиях, например, радиационного облучения и ИПД повышается концентрация неравновесных точечных дефектов, которые могут в конечном итоге вызывать атомное расслоение сплавов и, следовательно, изменение их свойств.

В данной работе основное внимание уделено влиянию метода винтового прессования (ВП) на структуру и магнитные свойства Fe₅₉Ni₃₀Cr₁₁ сплава, с субмикроструктурной структурой.

Полученные результаты свидетельствуют о существенных структурных изменениях при ВП и представляют некоторую вероятностную преференцию в пользу образования ферромагнитных кластеров α -фазы. Это должно приводить к заметному увеличению намагниченности и сдвигу температуры Кюри в область высоких температур.

В то же время полевая ионная микроскопия выявила присутствие кластеров упорядоченной фазы типа FeNi₃. Однако магнитные и термомагнитные измерения свидетельствуют об отсутствии заметных изменений магнитных свойств. Кажущееся несоответствие может быть объяснено тем, что однодоменные кластеры (размером значительно меньше 10 нм) имеют небольшую концентрацию и находятся на расстояниях друг от друга таких, что обменное взаимодействие их магнитных моментов меньше величины kT (T – температура блокировки).

Приведенные результаты эксперимента показывают, что предсказанные теорией увеличение сегрегаций атомов никеля на стоках и, следовательно, значительное повышение намагниченности образцов после ВП не подтвердились. Возможно это обусловлено тем, что при температурах отжига $\approx 250^\circ\text{C}$ и выше, кластеры неустойчивы и растворяются диффузионным путем (полностью исчезая при 600°C). Размытие перехода в относительно широком температурном интервале обусловлено различием кластеров по размерам и по составу.

Таким образом, повышенные температуры ИПД методом ВП не способствуют расслоению сплава при пластической деформации, несмотря на повышенную диффузионную подвижность точечных дефектов.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Смирнов И.В.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{2,3}, Гриняев К.В.^{1,2,3}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3},
Чернов В.М.⁴, Потапенко М.М.⁴

¹ Томский государственный университет, Томск, Россия

² Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия

³ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

⁴ ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

smirnov_iv@bk.ru

Представлены результаты сравнительного исследования особенностей структурно-фазовых состояний и механических свойств ванадиевых сплавов системы V–Cr–Zr–W в зависимости от режимов термомеханической обработки.

На основе проведенных экспериментальных исследований разработан режим термомеханической обработки, обеспечивающий:

- кинетические условия и возможность трансформации грубодисперсных частиц метастабильного карбида ванадия в однородно распределенные по объему наноразмерные частицы стабильной неметаллической фазы на основе карбида циркония (ZrC);
- относительно высокую термическую стабильность высокодисперсного гетерофазного состояния и подавление собирательной рекристаллизации до $T > 1200$ °C;
- высокие эффекты дисперсного упрочнения с увеличением кратковременной прочности при сохранении значительного запаса низкотемпературной пластичности.

Установлено, что применение разработанного режима термомеханической обработки обеспечивает существенное (до 30–40 %) увеличение кратковременной высокотемпературной ($T \geq 800$ °C) прочности изучаемых сплавов при сохранении приемлемого уровня пластичности.

Проанализирована эффективность дисперсного упрочнения сплавов системы V–Cr–Zr–W при реализации механизма по типу механизма Орована. В соответствии с проведенными оценками, для повышения прочности сплавов на 80–90 МПа необходимо трансформировать в мелкодисперсное (до 5–10 нм) состояние с однородным распределением не менее 25–50 % общей объемной доли исходных грубодисперсных частиц второй фазы.

Обсуждается природа высокой термической стабильности гетерофазного структурного состояния, сформированного в результате термомеханической обработки изучаемых сплавов по разработанному режиму.

Предполагается, что дальнейшее повышение жаропрочности сплавов системы V–Cr–Zr–W может быть связано с вариацией (увеличением) объемной доли неметаллической фазы путем контролируемого изменения состава сплавов по углероду и кислороду.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований Сибирского отделения Российской академии наук III.23.1. (2013-2016 гг.). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Томского государственного университета.

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ АТОМНОУПОРЯДОЧЕННЫХ В2-СПЛАВОВ СИСТЕМ NiMn И NiAl

Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Стукалов В.Ю.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

ebelosludceva@mail.ru

Бездиффузионное превращение мартенситного типа в некоторых бинарных сплавах на основе никеля может происходить при высоких температурах. Так, в сплавах NiMn, NiAl, NiMnAl и NiMnTi температура мартенситного превращения изменяется в широком интервале от 1000 К вплоть до криогенных температур в зависимости от содержания вторых и третьих компонентов. Однако до сих пор остается дискуссионным вопрос о его природе и механизме, но можно полагать, что превращение является термоупругим (ТМП). Выполненные в работе исследования показали, что в сплаве Ni₅₀Mn₅₀ ТМП происходит при 950 К. Расширить область существования В2-фазы и, следовательно, изменить температуры перехода В2 ↔ L1₀ можно, легируя двухкомпонентные сплавы β-образующими химическими элементами, например Al и Ti. Показано, что тройные сплавы, легированные Al (5, 10, 18, 22 ат.%) или титаном (3, 10, 15, 25%) испытывают ТМП. В сплавах с более высоким содержанием алюминия (от 25 %) или титана (от 30 %) не происходит ТМП вплоть до 100 К.

По данным изучения влияния режима термообработки на микроструктуру сплавов Ni₅₀Mn₅₀ и Ni₄₉Mn₅₁, закалка в воду от 1173 К (по сравнению с закалкой от 1073 К,) в обоих сплавах приводит к некоторому измельчению кристаллов L1₀-мартенсита, появлению линзовидного характера части первичных двойников в пакетах и к увеличению числа вторичных нанодвойников и пачек дефектов. Это не только сопровождается уширением рентгеновских отражений мартенситной фазы, но и наблюдением на микроэлектронограммах интенсивных тяжей вдоль нормалей к плоскостям типа {111}_{ГЦТ}. Выполненные в данной работе резистометрические и dilatометрические исследования показали, что в исследуемых сплавах ТМП происходит в области высоких температур с узким температурным гистерезисом (~50 град). Температуры прямого и обратного ТМП, определенные методами измерения электросопротивления, коэффициента линейного расширения и рентгеноструктурного анализа, практически совпадают. Определены объемные и линейные эффекты превращения. Рассчитана величина двойникового сдвига s для NiMn ($s = 0.458$ при температуре начала мартенситного превращения). Построены диаграммы ТМП тройных сплавов NiMnAl и NiMnTi.

В работе также определены параметры решеток высокотемпературных и мартенситных фаз и системы двойникового сдвига. Установлено, что высокообратимый термоупругий характер мартенситного превращения в сплавах воспроизводится при многократном термоциклировании.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке по проектам: РФФИ (№ 14-02-00379) и Президиума РАН (№ 12-П-2-1060), молодежного проекта ФАНО 14-2-НП-30

ОСОБЕННОСТИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА AlCrFeCoNiCu , ПОЛУЧЕННОГО СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА

Ивченко М.В.¹, Королев А.Н.¹, Коуров Н.И.¹, Куранова Н.Н.¹, Пушин В.Г.¹,
Уксусников А.Н.¹, Wanderka N.²

¹ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
MVIvchenko@yandex.ru

²Helmholtz Centre Berlin for Materials and Energy, Berlin, Germany

В последние годы исследователи все большее внимание обращают на так называемые высокоэнтропийные сплавы. При наличии по крайней мере пяти металлических элементов с близкими атомными радиусам эти сплавы состава, близкого к эквиатомному, способны образовать фазы на основе твердых растворов замещения с ОЦК или ГЦК кристаллической структурой и отличаются благоприятным комплексом свойств (таких, как твердость, прочность, жаропрочность и термическая устойчивость метастабильных дисперсионно упрочненных структурных состояний). В работе были изучены высокоэнтропийные шестикомпонентные эквиатомные сплавы состава AlCrFeCoNiCu , изготовленные методами обычного литья, сверхбыстрой закалки расплава (БЗР) сплэтингованием или спиннингованием

Исследования структуры сплавов проводили методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, измеряли также их физико-механические свойства. Установлено, что применение БЗР обеспечивает в полученных поликристаллических сплавах образование атомноупорядоченного по типу В2 твердого раствора с однородным распределением всех элементов в пределах зерен. При отпуске ($T = 550^\circ\text{C}$, 2 часа) сплавы испытывают распад с выделением наночастиц фазы, насыщенной медью до 40 атомных %. В результате более продолжительного отпуска при той же температуре ($T = 550^\circ\text{C}$, 5 часов) образуются наночастицы трех В2 фаз: первой – матрицы с однородным распределением всех элементов, второй с содержанием меди до 40 атомных % и третьей, обогащенной по химическим элементам Cr, Fe, Co. После отпуска при температуре 600°C с выдержкой 2 часа в сплаве было обнаружено три фазы выделений с В2 решеткой: фаза, насыщенная медью до 90 атомных %; фаза, обогащенная Fe, Co и Cr; фаза, обогащенная Ni и Al. Таким образом, установлено, что изученный высокоэнтропийный сплав имеет тенденцию к образованию кубических атомноупорядоченных нанокристаллических фаз (типа В2). Необходимо отметить, что тип кристаллической решетки фаз, в отличие от их химического состава, в процессе отпуска не изменяется. Ранее формирование таких фаз и структурных составляющих в данных сплавах, полученных обычными методами кристаллизации, не наблюдалось. Обнаружено, что твердость и модуль упругости высокоэнтропийного сплава после отпуска при 550°C возрастают в два раза, в отличие от исходного быстрозакаленного. Кроме того, обнаружено, что сплав обладает низкой ползучестью после отпуска. Данные свойства, очевидно, обусловлены распадом сплава, в результате которого происходит его расслоение на В2 фазы: фазу стехиометрического состава Fe–Co–Cr–Ni–Al, фазу, обогащенную медью, и, напротив, фазу, обогащенную Fe, Co и Cr.

Работа выполнена при частичной поддержке грантом РФФИ 13-02-96012.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

**Куранова Н.Н.¹, Макаров В.В.¹, Пушин А.В.¹, Пушин В.Г.¹,
Уксуеников А.Н.¹, Валиев Э.З.¹, Валиев Р.З.², Гундеров Д.В.²**

¹*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
pushin@imp.uran.ru*

²*ИФПМ УГАТУ, Уфа, Россия*

Исследование материалов с термомеханической и магнитоуправляемой памятью формы является важной и актуальной проблемой в настоящее время. Как известно, методы быстрой закалки из расплава (БЗР) и методы многократной интенсивной пластической деформации (ИПД) наряду с комплексным легированием позволяют получать металлические материалы с необычными свойствами в наноструктурном состоянии. Данные подходы нами были применены для сплавов на основе никелида титана с эффектами памяти формы (ЭПФ). Их использование открыло уникальные возможности изменения микроструктуры, влияния на фазовые превращения и связанные с ними физико-механические свойства сплавов с ЭПФ. Установлено, что ИПД кручением под высоким давлением, как и БЗР, обеспечивает предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации сплавов на основе никелида титана. Впервые было показано, что при этом аморфная матрица содержит нанобласти 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) определяются выбором его температуры и длительности. Нанонитинол демонстрирует рекордные значения пределов прочности (до 3 ГПа), текучести (до 2 ГПа), реактивного напряжения при ЭПФ (до 1,5 ГПа) при пластичности 15-20 %, высокую термостабильность структуры и свойств. Использование ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) по разным режимам позволило впервые создать объемные наноструктурные (НС) 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 объемные (после РКУП) и длинномерные (после БЗР) НС сплавы Ti-Ni имеют высокие прочностные и пластические свойства в широком интервале температур, комплекс предельных узкогистерезисных ЭПФ. Для дальнейшего улучшения механических характеристик в качестве методов синтеза и одновременно формообразующей обработки наноструктурных сплавов TiNi с ЭПФ могут быть использованы другие деформационно-термические воздействия (прокаткой, волочением, отжигом), в том числе совместно с РКУП. Поэтому были разработаны и осуществлены сочетанные способы обработки, комбинирующие деформационно-термические воздействия (например, многопроходную холодную или теплую прокатку или волочение). Деформация на большие накопленные степени переводит сплавы TiNi в сильно фрагментированное мартенситное или аустенитное состояние, соответственно, а затем как окончательный регулятор используется термообработка.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами УрО и СО РАН, РФФИ 14-02-00379, программы Президиума РАН 12-П-2-1060 и УрО 12-2-005.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОКРЫТИЙ TiN, СИНТЕЗИРОВАННЫХ С РАЗЛИЧНОЙ СКОРОСТЬЮ ИЗ ФИЛЬТРОВАННОЙ ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ

Васильев В.В., Лучанинов А.А., Решетняк Е.Н.,
Стрельницкий В.Е., Толмачева Г.Н.

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

Защитные покрытия нитридов, осаждаемые из плазмы в условиях ионной имплантации (РПП&D метод) благодаря особенностям строения и высокой адгезии обладают повышенной износостойкостью и высокими трибологическими свойствами. Целью данной работы являлось исследование влияния скорости осаждения таких покрытий на характеристики, которые определяют их свойства: структуру, напряженное состояние и твердость. Покрытия TiN толщиной 1–10 мкм на подложках из нержавеющей стали синтезировали при токе дуги 100 А, давлении азота 0,1 Па, с импульсным потенциалом смещения на подложке амплитудой 1,5 кВ. В каждом эксперименте покрытия осаждались на неохлаждаемые подложки, расположенные на трех различных расстояниях от выходного отверстия фильтра. С увеличением расстояния скорость осаждения уменьшалась от 11,5 до 2,5 мкм/час, что связано с расходимостью и рассеянием плазменного потока.

По данным рентгеноструктурного анализа в покрытиях TiN формируется сильная текстура аксиального типа с осью [110] и высокие сжимающие напряжения. Уровень напряжений уменьшается как с ростом скорости осаждения, так и с увеличением длительности процесса синтеза покрытий от 0,2 до 0,8 ч (рис.1а). Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) TiN практически не зависит от времени осаждения и не превышает 10 нм. Результаты измерений твердости (H) и модуля Юнга (E) покрытий nanoиндентором G200 (рис.1б) показывают, что они немного увеличиваются с ростом скорости. Важным фактором, влияющим на структуру и свойства покрытий, является температура подложки. Измерения с помощью инфракрасного пирометра показали, что в процессе осаждения температура растет. В условиях высокоэнергетичной импульсной бомбардировки даже небольшое увеличение температуры подложки, обусловленное ростом скорости или времени осаждения, может обеспечить протекание релаксационных процессов, связанных с отжигом дефектов и остаточных напряжений.

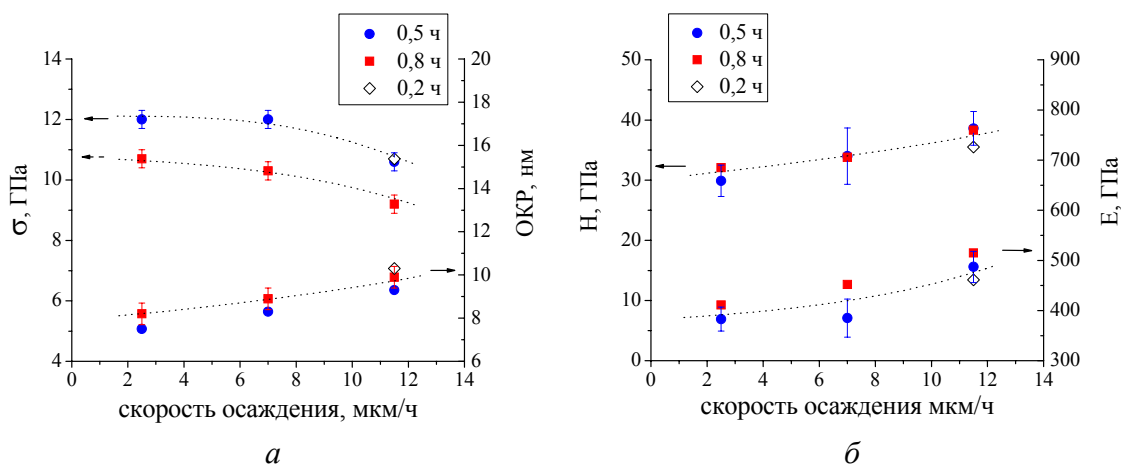


Рис. 1. Зависимости характеристик покрытий TiN, полученных при разной длительности синтеза, от скорости осаждения: а – сжимающие напряжения и размер областей когерентного рассеяния; б – твердость и модуль Юнга.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN И TiAlN, ЛЕГИРОВАННЫХ Y, Re, Ni, Cr, Si, Mo

Васильев В.В., Коваленко В.И., Лучанинов А.А., Маринин В.Г.,
Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е., Толмачева Г.Н.

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

Легирование нитридных покрытий небольшим количеством элементов, которые традиционно добавляют в жаропрочные сплавы, позволяет существенно улучшить их устойчивость к окислению, твердость и износостойкость. В работе исследована структура, твердость и стойкость к кавитационному износу многокомпонентных покрытий на основе TiN и $(\text{Ti}_{0,5}\text{Al}_{0,5})\text{N}$ легированных Y, Re, Ni, Cr, Si, Mo (до 5 ат%). Покрытия толщиной 6–8 мкм на нержавеющей стали осаждались PIII&D методом из фильтрованной вакуумно-дуговой плазмы при подаче на подложку высоковольтного импульсного потенциала смещения амплитудой 1,5–2,5 кВ, в газовой смеси с парциальным давлением N_2 (0,1–0,2) Па и Ar (0,01–0,018) Па. По данным рентгеноструктурного анализа в покрытиях формируется кристаллический нитрид с решеткой типа NaCl и размером областей когерентного рассеяния около 10 нм. Обнаружено, что парциальное давление Ar в составе газовой смеси оказывает существенное влияние на преимущественную ориентацию зерен нитрида и степень кристалличности покрытий.

Зависимости весовых потерь некоторых образцов (кавитационный износ) от длительности воздействия показаны на рисунках. Установлено, что добавление в покрытия TiN и $(\text{Ti}_{0,5}\text{Al}_{0,5})\text{N}$ примесей Ni, Cr, Si, Mo, Fe не способствует улучшению их износостойкости. Более приемлемым оказывается легирование нитридных покрытий $(\text{Ti}_{0,5}\text{Al}_{0,5})\text{N}$ примесями Y и Re (до 1 ат%). Обнаружено, что износостойкость покрытий с большим количеством кристаллической фазы и преимущественной ориентацией нитридных зерен (220) или (200) параллельно поверхности выше, чем аморфно-кристаллических с ориентацией (111). Корреляции между кавитационной стойкостью покрытий и их твердостью, которая составляла (23–32) ГПа, не обнаружено. Рекордная износостойкость оказалась у покрытия состава $\text{Ti}_{0,53}\text{Al}_{0,46}\text{Y}_{0,006}\text{Re}_{0,0002}\text{N}$ с ориентацией (200) и твердостью 28 ГПа.

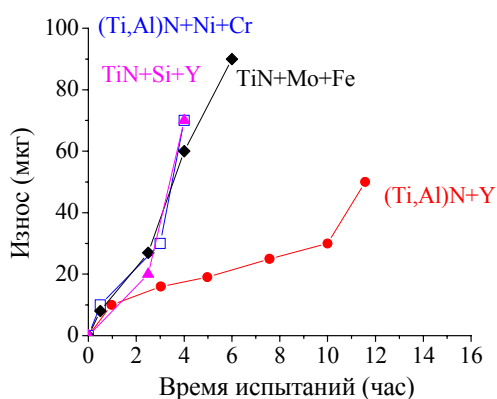


Рис. 1. Кинетические кривые кавитационного износа покрытий разного состава

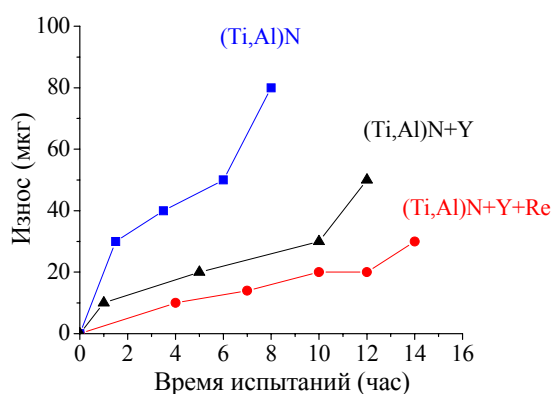


Рис. 2. Влияние легирования Y и Re покрытий $(\text{Ti}_{0,5}\text{Al}_{0,5})\text{N}$ на их кавитационный износ

ВНУТРЕННЕЕ СЖАТИЕ И ОСЛАБЛЕНИЕ ФОТОЭМИССИИ ЭЛЕКТРОНОВ В ПЛЕНКАХ МЕТАЛЛОВ ТОЛЩИНОЙ 2÷10 МОНОАТОМНЫХ СЛОЕВ

Корниенко Н.Е., Федорченко Н.И., Находкин Н.Г.

Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко,
nikkorn@univ.kiev.ua

Целью доклада есть изучение необычных нелинейно-квантовых свойств моноатомных слоев (МС) металлов на основе данных фотоэлектронной и Оже спектроскопии. Изучались пленки Ag, Au, Cu и др. на подложках из кристаллического Si(100) и аморфного кремния толщиной 0,5÷30 МС. Для слоев Ag и Au различной толщины проведены численные разложения фотоэлектронных спектров (ФЭС) на отдельные компоненты гауссовой формы, что для 2МС Ag и $h\nu = 10,2$ эВ показано на рис.1а. При этом энергии E отсчитываются от уровня Ферми. Точность разложения контролировалась по спектрам вторых производных $y^{(2)}$ (см. вставку рис.1а). Существование максимумов энергетических полуширин δE_i отдельных компонент, а также сумм $\Sigma \delta E_i$ всех составляющих ФЭС (рис.1б), связано с усилением межатомного взаимодействия в пленках металлов при толщинах $\Theta = 1 \div 10$ МС. Это связано с оптимальным сочетанием величины колебательной нелинейности (уменьшается с ростом Θ) и пространственного накопления нелинейного взаимодействия колебательных мод. Возбуждение высших колебательных состояний ведет к усилению колебательно-электронного взаимодействия (КЭВ) [1 и др.] и возникновению внутреннего нелинейно-квантового сжатия.

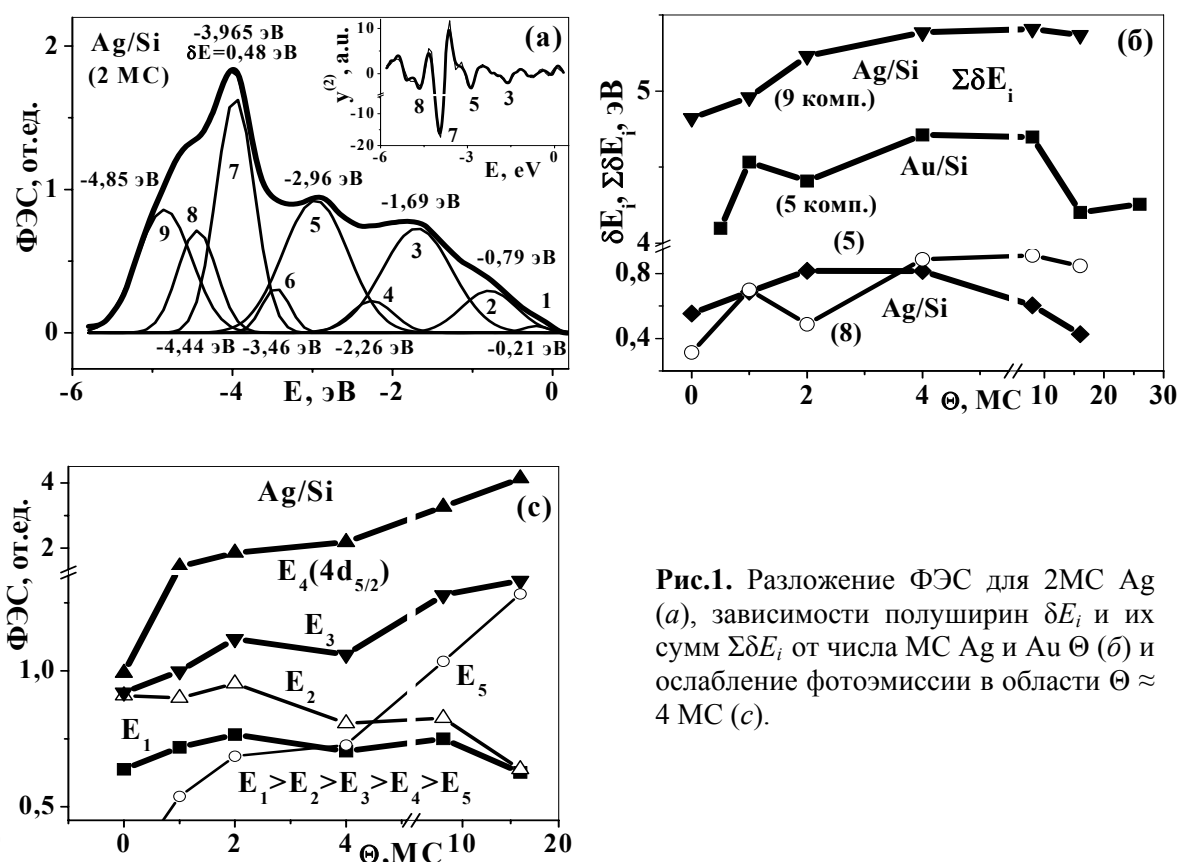


Рис.1. Разложение ФЭС для 2МС Ag (а), зависимости полуширин δE_i и их сумм $\Sigma \delta E_i$ от числа МС Ag и Au Θ (б) и ослабление фотоэмиссии в области $\Theta \approx 4$ МС (с).

Существование особого наносостояния пленок металлов подтверждается наблюдением уменьшения интенсивности фотоэмиссии электронов в области 2÷10 МС, что показано на рис.1с для различных значений E_i . Аномальное состояние металлов подтверждается значительным уменьшением спин-орбитального расщепления d-

компонент $j = 5/2$ и $3/2$ ΔE в ФЭС пленок Ag и Au, а также отклонением отношения интенсивностей этих d-компонент от значения 1,5. Наблюдение 3–4 d- и s-компонент ФЭС указывает на нанофрагментацию пленок Ag и Au и изменение значений E_i (см. рис.1a). Значительное изменение дублетного расщепления Оже-линий Au и Si около 65–68 эВ и 87–93 эВ подтверждает особые состояния пленок с $\Theta = 2 \div 10$ МС. Облучение пленок ионами Ag^+ (800 эВ) приводит к дополнительному уменьшению ΔE при $\Theta \sim 30$ МС. Обнаружена бифуркация состояния нанопленок Ag с ростом дозы ионов Ag^+ . Обсуждается влияние большого ангармонизма колебаний атомов в наносистемах, что ведет к аномально сильному нелинейному взаимодействию колебательных мод и КЭВ [1 и др.]. В результате КЭВ могут возникать новые электронные состояния, что уменьшает работу выхода электронов.

1. Корниенко Н.Е., Вестник Киевского университета, 2006, №3, 489; 2008, №3, 248.

ОБНАРУЖЕНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ГРАФИТА ПРИ ЕГО ОБРАБОТКЕ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ

Корниенко Н.Е.¹⁾, Рудь А.Д.²⁾

¹⁾ *Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко,*

²⁾ *Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, Киев, Украина,*
nikkorn@univ.kiev.ua

Изменение состояния графита при радиационном облучении и других видах внешних воздействий изучается давно. Это важно для более глубокого понимания перехода от кристаллического к аморфному состоянию, а также механизмов трансформации sp^2 и sp^3 связей. Нами изучено изменение состояния графита после его обработки в шаровой мельнице методами спектроскопии комбинационного рассеяния (КР) и рентгеновской дифракции. Эти методы позволяют наблюдать изменение типов и сил химических связей (ХС), а также постоянных решетки d и размеров различных кристаллитов. На рис.1a показаны результаты численного разложения формы G полосы в спектре комбинационного рассеяния (КР) (возбуждение 514 нм) на компоненты лоренцевой формы. Кроме центральной G линии 1582 см^{-1} графита с полушириной $\delta\nu = 9,4 \text{ см}^{-1}$ наблюдаются более интенсивные боковые компоненты $G_{1,2}$ с $\delta\nu = 16 \text{ см}^{-1}$, соответствующие измененным ХС. Наблюдаются также две высокочастотные линии $G'_{1,2}$ с частотами 1619 и 1629 см^{-1} . Достоверность этой структуры подтверждается согласием вторых производных $d^2I/d\nu^2$ от экспериментальной и расчетной формы G полосы (см. вставку на рис.1a). Еще более сложная структура наблюдается для D полосы, а также обертонов $2D$ и $2G$.

В отличие от высокоориентированного графита при его разупорядочении рентгеновские рефлексы первого и второго порядка также имеют сложную структуру, что показано на вставках рис.1b,c. При механоактивации большинство рентгеновских рефлексов смещается в сторону меньших углов (больших значений d). Однако при времени обработки $\sim 3,5$ часа обнаружено и уменьшение $d \sim 2\%$, что указывает на упрочение части ХС. Рис.1b показывает существование ряда дискретных значений d и их плавное изменение с ростом времени обработки t (0,2–10 часов). Причем меньшим значениям углов θ на рис.1b соответствуют большие значения $\delta\theta$ на рис.1c и меньшие размеры кристаллитов. Это ясно демонстрирует коллективную природу ХС в наноструктурах. Нами впервые обнаружено образование промежуточных алмазоподобных состояний при времени обработки $t = 2\text{--}5$ часов, что подтверждается соответствующими спектральными данными.

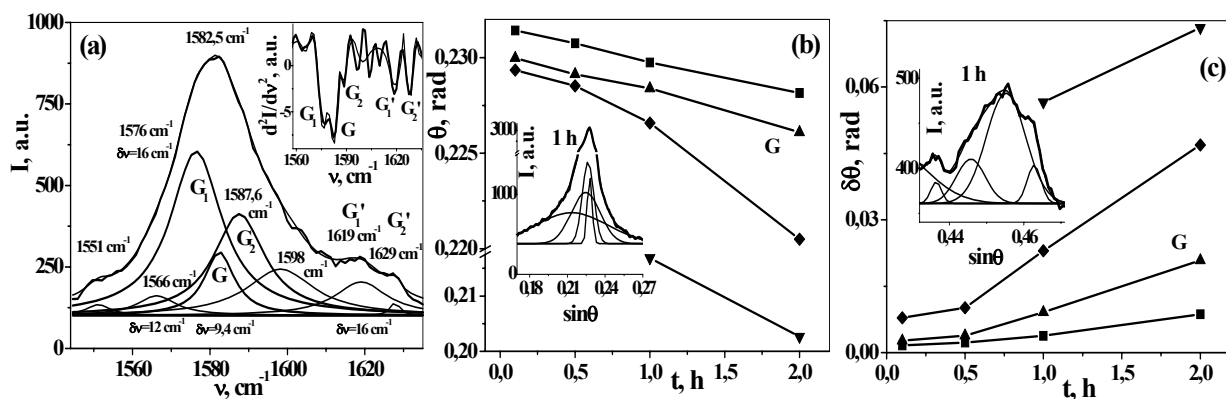


Рис. 1. Структура G полосы КР (а) и пиков рентгенограмм (вставка) (b,c) разупорядоченного графита и зависимости положений отдельных компонент рентгенограмм (b) и их угловых полуширин $\delta\theta$ (c) от времени механоактивации.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Pb-In ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Крыловский В.С., Лебедев С.В.

Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина,

Украина, Харьков

sergey.v.lebedev@mail.ru

В процессе низкотемпературной деформации (≤ 10 K) у ряда металлов и сплавов возможно возникновение неустойчивости пластического течения со скачками деформирующего напряжения разной амплитуды: крупные (1–10) МПа и мелкие (10^{-2} – 10^{-3}) МПа. Такая классификация в определенной мере является условной, поскольку спектр значений амплитуд скачков нагрузки в последнем случае может быть достаточно широким.

Первые наблюдения скачков малой амплитуды были выполнены на свинце в сверхпроводящем состоянии и узком температурном интервале.

В связи с этим представляется целесообразным систематическое изучение скачкообразной деформации разного масштаба и влияния различных внутренних и внешних факторов на изменение величины скачков на свинце с различным содержанием второй компоненты (индия).

Скачки деформирующего напряжения малой амплитуды наблюдали у поликристаллов сплавов Pb–(20–49)ат.% In в узком интервале температур $T \approx (2–4)$ K.

Поэтому для исследования закономерностей малоамплитудной скачкообразной деформации в различных состояниях электронной системы использовали температурный интервал $T < 2$ K и сплав, у которого имеет место неустойчивость в сверхпроводящем состоянии.

Было обнаружено, что при $T = 1,65$ K с развитием деформации в нормальном состоянии в поликристаллических сплавах Pb – (20 – 49) ат. % In на фоне скачков малой амплитудой возникают скачки большой амплитуды.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ В СВАРНЫХ ИЗДЕЛИЯХ ИЗ СПЛАВА Zr1%Nb

Коблик Д.В., Левенец В.В., Щур А.А.

*Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт",
Харьков, Украина,
levenets@kipt.kharkov.ua*

Цирконий является одним из базовых элементов для производства изделий, используемых в активной зоне реактора. Наряду с цельнометаллическими изделиями, используются сварные элементы конструкций, в частности для изготовления оболочек твэлов. Надежность и долговременность эксплуатации подобных конструкций зависит от состава и однородности распределения макро и микрокомпонентов в материале шва и свариваемых поверхностей.

В представленной работе исследован элементный состав и распределения металлических и газообразующих примесей в материале сварного шва и прилегающих областях свариваемых поверхностей, изготовленных из сплава Zr1%Nb. Измерения выполнены для серии образцов, с различной технологией изготовления. В частности, исследовались образцы, сварка которых осуществлялась в атмосфере аргона или гелия, с различной степенью очистки, с последующим травлением поверхности шва раствором плавиковой кислоты либо без травления. Для определения элементного состава использовались протоны с энергиями 0,8–1,6 МэВ и током пучка – 0,5–3 мкА и заряде протонов, упавших на мишень 300...5000 мкКл. γ -излучение, возникающее в ядерных реакциях, возбужденных ускоренными протонами, регистрировались Ge(Li) детектором с разрешением 2,5 кэВ по линии 1332 кэВ, размещенным под углом 45° к направлению пучка. Мишень облучалась в вакуумной камере с давлением 1,5 мПа. Размеры проекции пучка протонов при сканировании поверхности мишени не превышали 1 мм в диаметре. Для определения интегрального содержания фтора и профиля его распределения по глубине использовалось γ -излучение с энергией 6,13 МэВ из реакции $^{19}\text{F}(p,\alpha\gamma)^{16}\text{O}$ и резонанс в сечении этой реакции при энергии 872 кэВ. Кислород и азот определялись регистрацией излучения с энергиями 495 кэВ и 4.439 МэВ из реакций $^{16}\text{O}(p,\alpha\gamma)^{17}\text{F}$, $^{15}\text{N}(p,\alpha\gamma)^{12}\text{C}$ соответственно. При определении ряда металлических примесей от титана до гафния использовалось характеристическое рентгеновское излучение K и L-серии, регистрировавшееся через окно из Be-фольги Si-pin детектором под углом 135° к направлению пучка протонов. Для исследуемых образцов было получено распределение металлических и газообразующих примесей вдоль поверхности образцов в направлении перпендикулярном направлению шва и в веществе шва параллельно границам свариваемых поверхностей, а также измерены профили концентрации фтора в веществе шва и в свариваемом материале. Сканирование поверхности образцов осуществлялось перемещением мишени с шагом 1,5 мм, для 7-9 точек, профили содержания фтора определялись в каждом образце для трех точек - в центре шва и на расстоянии 4.5 мм от центра с шагом 0,5 мкм по глубине. На основании выполненных исследований получено распределение в исследуемых материалах группы элементов – N, O, F, Ti, Fe, Ni, Cu, Hf. Сделаны выводы о возможных механизмах перераспределения элементов и влиянии на механические свойства материала.

АКУСТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗОТОПИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В КАДМИИ

Булатов А.С., Долженко В.Ф., Ключко В.С., Ковтун Г.П., Корниец А.В.,
Солопихин Д.А., Спицына В.И., Щербань А.П.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»

Харьков, Украина

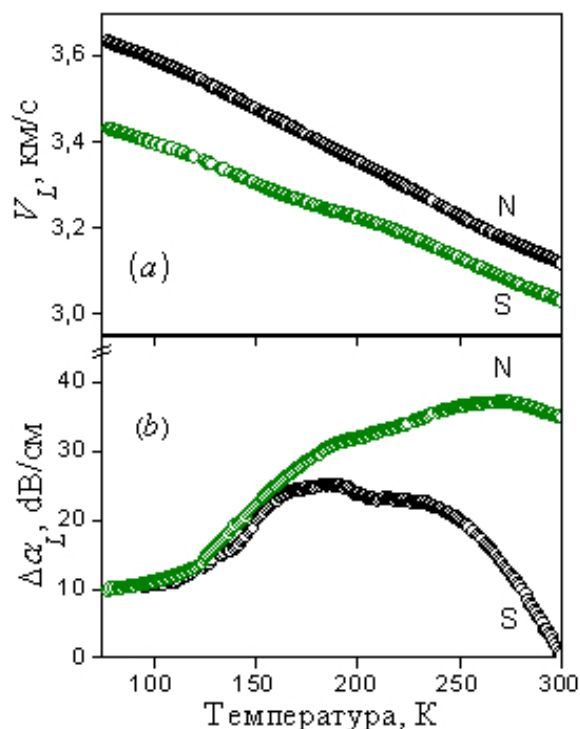
bulatov@kipt.kharkov.ua

В докладе представлены экспериментальные результаты изучения влияния изотопического состава на скорость распространения упругих плоско-поляризованных продольных ультразвуковых волн (V_L) частотой 50 МГц и их затухание (α_L) в металлическом кадмии с концентрацией 66,4% стабильного изотопа ^{116}Cd . Температурная зависимость $V_L(T)$ и $\alpha_L(T)$ измерена в диапазоне температур 78...300 К на образцах в виде цилиндрических слитков $\varnothing 4,5 \times 3$ мм как природного изотопического (N), так и изотопно-обогащенного (S) Cd с примесной чистотой 99,999% у обоих образцов. Плотность Cd при 300 К составила 8,61 г/см³ для природного и 8,79 г/см³ для обогащенного изотопом. Исследуемые образцы имели поликристаллическую структуру с размером кристаллитов 1–3 мм и текстурой роста с направлением [001] вдоль оси цилиндрических образцов, т.е. проявляется влияние константы упругости c_{11} . По данным металлографии оба образца имели двойники роста.

Акустические исследования выполнялись импульсным фазочувствительным мостовым методом. Возбуждение и детектирование ультразвуковых волн осуществлялось преобразователями из ниобата лития. Измерения выполнялись в амплитудно-независимой области внутреннего трения при нагреве 40 К/час. $V_L(T)$ и $\alpha_L(T)$ измерялись одновременно.

На рисунке (a) представлены усредненные данные серии из десяти измерений температурной зависимости скорости продольного ультразвука $V_L^N(T)$ и $V_L^S(T)$ с точностью ~1%. Отмечается тенденция $V_L^N(T) > V_L^S(T)$. Влияние изотопического эффекта на $V_L(T)$ проявилось (при температурах меньше дебаевской Θ_D) посредством существования ангармонического вклада в упругие модули, возникающем вследствие нулевых колебаний, а также разницы в плотностях. Наблюдаемое различие $V_L(T)$ исследуемых образцов при $\Theta_D=300$ К вызвано степенью совершенства структуры.

Рисунок (b) иллюстрирует изменение затухания продольного ультразвука. Наблюдаемый температурный ход $\alpha_L^S(T)$ и $\alpha_L^N(T)$, обусловленный ангармоническими процессами фононного рассеяния, температурно-независимым изотопическим рассеянием (в случае $\alpha_L^S(T)$), а также рассеянием ультразвуковой волны на структурных дефектах: двойниках, областях, обогащенных ^{116}Cd .



НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ УПРУГИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Бакай С.А., Булатов А.С., Долженко В.Ф., Клочко В.С., Корниец А.В.,
Спицына В.И.

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

Объемные металлические стекла (ОМС) образуют новый класс аморфных сплавов с уникальной комбинацией физико-механических свойств. Перспектива широкого применения делает актуальной задачу исследования свойств таких материалов в широком интервале температур. Настоящая работа посвящена изучению ультразвуковым методом упругих свойств $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ (Vit 1) и $Zr_{52,5}Ti_{5}Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}$ (Vit 5) в диапазоне температур 78...300 К при воздействии на материал высокочастотным упругим полем малой амплитуды.

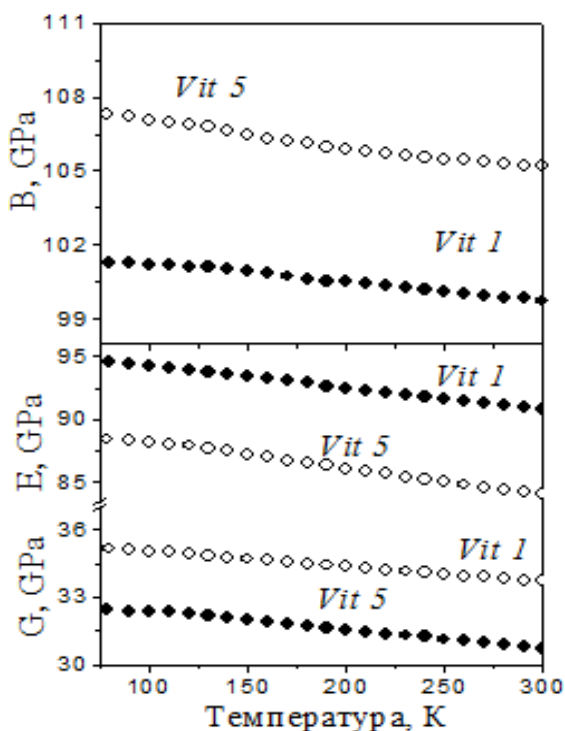
Образцы $\varnothing 5 \times 5$ мм (Vit 1) и $\varnothing 3 \times 5$ мм (Vit 5) вырезались из слитков, полученных путем сплавления компонент чистотой ~99,95% в атмосфере чистого аргона. Аморфное состояние достигалось струйной закалкой ($V_{\text{зак}}=10$ К/с) в охлажденной медной матрице и контролировалось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4-07 в CoK_{α} излучении. Температура стеклования и плотность составили 625 К и 5,97 г/см³ для Vit 1 и 669 К и 6,59 г/см³ для Vit 5.

Измерение акустических характеристик выполнялись в импульсном режиме фазочувствительным мостовым методом по схеме на прохождение. Возбуждение и детектирование ультразвуковых волн осуществлялось преобразователями из ниобата

лития с собственной резонансной частотой 50 МГц. Акустический контакт достигался медом и силиконовым маслом. Измерения выполнялись в амплитудно-независимой области внутреннего трения при нагреве 40 К/час. Считая исследуемые ОМС изотропными и однородными, упругие динамические модули всестороннего сжатия (B), Юнга (E), сдвига (G) вычислялись по экспериментальным данным скоростей продольного и поперечного ультразвука и плотности. Результаты вычислений представлены на рисунке. Анализ выполнялся в рамках поликластерной модели. Установлено, высокие значения динамических модулей обусловлены наличием эффективно упакованного топологического и композиционного локального ближнего и среднего порядка. Температурный ход подобно кристаллическим системам определяется тепловым расширением,

наблюдаемое при 140 К смягчение вызвано развитием релаксационных процессов на межкластерных границах.

В докладе так же представлены данные, характеризующие пластичность и акустический параметра Грюнайзена.



ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ПРЕДПЕРЕХОДНЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Вьюненко Ю.Н.

Санкт-Петербургский государственный университет
vjunenko@math.spbu.ru

Исследование сплавов TiNi и TiNiCu в работах [1, 2] показали немонотонность деформационных процессов в зоне обратного фазового превращения в условиях нагрева и одновременного воздействия постоянной нагрузки. Аналогичное явление обнаружено в кольцевых силовых пучковых элементах (КСПЭ) [3]. Было замечено, что предварительно продеформированные силовые элементы, находясь при нагреве в напряженном состоянии, в предпереходной температурной зоне увеличивают степень формоизменения. Для изучения этого процесса использовали динамометр ЛИНД [4].

Деформировали КСПЭ при комнатной температуре. При этом силовые элементы находились под силовым воздействием контртела, в качестве которого использовали сжатую пружину. Затем конструкция нагревалась в термостате. Изменение температуры печи приведены на рис.1. Из приведенных кривых видно, что во втором случае скорость нагрева КСПЭ меньше. Это приводит к тому, что деформационные явления, предшествующие ЭПФ (рис.2, кривая 2) при замедленном нагреве идут интенсивнее. Можно предполагать, что это обусловлено увеличением области гетерофазного состояния материала.

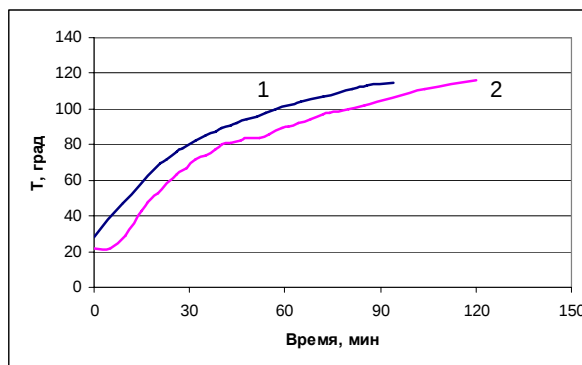


Рис.1. Зависимость температуры от времени при «быстром» (1) и «медленном» (2) нагревах печи

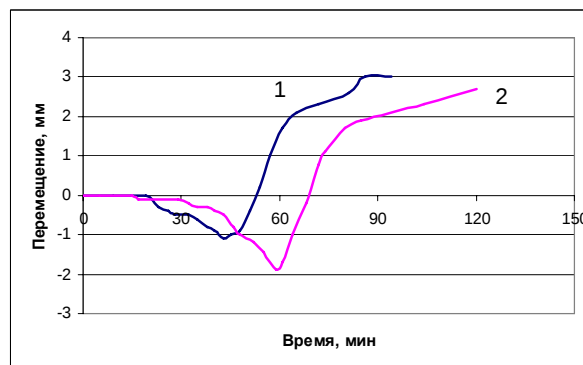


Рис.2. Зависимость перемещения контрольной точки КСПЭ [4] при «быстром» (1) и «медленном» (2) нагревах

Список литературы

1. Кузьмин С.Л. Память формы и пластичность превращения в металлах. // Дис. канд. физ.-мат. наук. Л.: ЛГУ, 1980
2. Захарова Н.Н., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А. Большие обратимые деформации и пластичность превращения в композиции TiNiCu. // Металлофизика, 1981. – Т.3, №5. – С.53-63
3. Вьюненко Ю.Н. Математическое моделирование деформационных процессов и опыт технологического применения ЭПФ - ФПСМ, 2010, - № 3. – С.28-31
4. Ю.Н.Вьюненко. Исследование механических характеристик силовых элементов из материалов с ЭПФ// Вестник ТГУ, 2013. - Т.18, вып. 4. – С. 2023-2024

EBSD АНАЛИЗ МЕДИ И ЛАТУНИ, ПОДВЕРГНУТЫХ СДВИГУ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ КОМНАТНОЙ И КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ

Корзников А.В.¹, Конькова Т.Н.¹, Миронов С.Ю.¹, Мышляев М.М.²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

²*Институт Металлургии и Материаловедения им. Байкова РАН, Москва, Россия*
korznikov05@imsp.ru

Интерес к криогенным деформациям, который наблюдается в последнее время в материаловедении, обусловлен, в основном, надеждой на существенное повышение эффективности деформационной обработки для получения субмикро- и нанокристаллических материалов. Предполагается, что очень низкие температуры деформации должны подавить процессы динамического возврата/рекристаллизации, повысить плотность дислокаций и стимулировать механическое двойникование, ускорив, тем самым, измельчение зеренной структуры.

В данной работе проведен сравнительный анализ микроструктур, сформировавшихся в меди и латуни после деформации сдвигом под высоким давлением при комнатной температуре и температуре жидкого азота. Во всех случаях микроструктурные исследования осуществлялись посредством автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

Установлено, что интенсивная криогенная деформация может привести к значительному измельчению микроструктуры, однако не гарантирует получения нанокристаллической (НК) структуры. Выявлено формирование текстуры простого сдвига типа $B/\bar{B}\{112\} <110>$. На основе анализа текстурных данных и спектра разориентировок был сделан вывод, что основным механизмом пластического течения было обычное $\{111\} <110>$ дислокационное скольжение, и вклад двойникования был очень мал.

Установлено, что эффект деформации при криогенной температуре при измельчении микроструктуры был относительно мал.

ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА Bi-43вес.%Sn В ПРОЦЕССЕ СТАРЕНИЯ И В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шаповалов Ю.А.¹, Коршак В.Ф.¹, Паль-Валь П.П.², Паль-Валь Л.Н.²

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

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина
НАН Украины, Харьков, Украина*
yuriy_s@meta.ua

В исследованиях, выполненных авторами ранее, показано, что фазовое состояние литых эвтектических сплавов, формирующееся в условиях кристаллизации и обеспечивающих проявление эффекта сверхпластичности, не соответствует равновесной диаграмме состояния [1]. Старение сопровождается изменением фазового состояния, однако даже после достаточно продолжительной выдержки равновесие не достигается.

При этом сплавы в процессе старения не теряют способности к проявлению сверхпластических (СП) свойств.

В докладе представлены результаты исследования изменений упругих свойств литого СП эвтектического сплава Bi-43вес.%Sn в результате предварительной деформации путем сжатия на гидравлическом прессе, в процессе старения и в условиях ползучести при комнатной температуре при оптимальном для проявления эффекта сверхпластичности внешнем напряжении $\sigma = 9$ МПа. Акустические измерения выполнены методом составного пьезоэлектрического вибратора на частотах продольных колебаний ~ 102 и 113 кГц при амплитуде ультразвуковой деформации $\varepsilon_0 \sim 10^{-7}$.

В процессе старения литого сплава в течение ~ 1 мес. сначала наблюдается заметный рост модуля Юнга E , затем его величина практически не изменяется (рис. 1, кривая 1). В результате предварительной деформации и в процессе последующего старения модуль Юнга увеличивается (рис. 1, кривая 2). Рост E в процессе старения связывается, в первую очередь, с переходом сплава в более равновесное состояние. Увеличение модуля Юнга в результате предварительного сжатия могут обуславливать возникающие при этом внутренние напряжения и уменьшение доли аморфизированной составляющей в структуре сплава [2]. Существенных изменений текстуры в результате сжатия не наблюдается.

СП течение сопровождается заметным уменьшением модуля Юнга в процессе накопления относительного удлинения ε от $0 \sim 150\%$ (рис. 2).

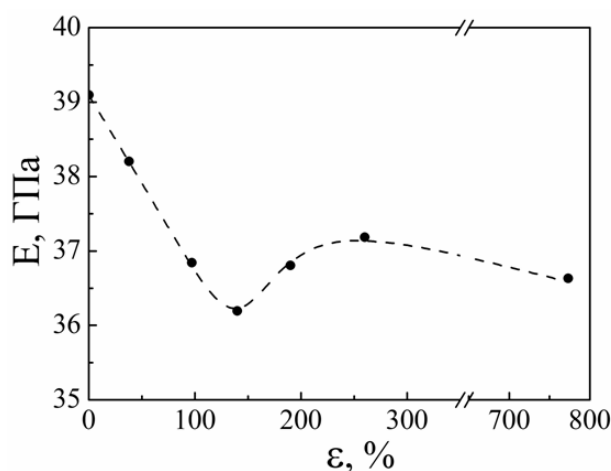


Рис.1.

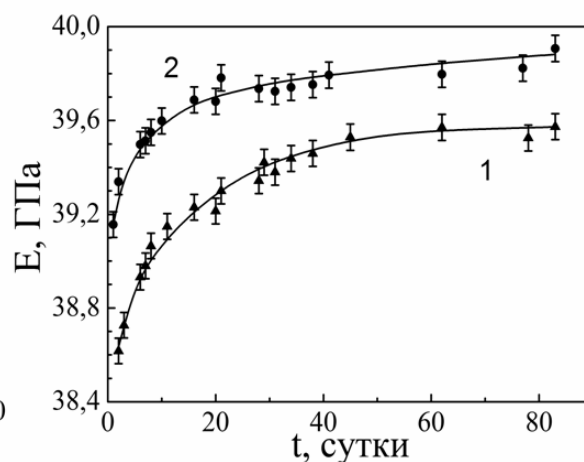


Рис.2.

В качестве возможных причин такого уменьшения рассматриваются, в частности, возникновение пористости, протекание начальной стадии распада пересыщенных твердых растворов, релаксация внутренних напряжений, а также увеличение плотности дислокаций и концентрации вакансий в условиях сверхпластичности.

Список литературы

1. Коршак В.Ф. и др. Изв. РАН. Сер. Физическая. 2011. Т. 75. № 10. С. 1428-1435.
2. Коршак В.Ф. и др. ФММ. 2011. Т. 12. № 1. С. 75-84.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СЕГМЕНТАЦИИ НАНОКЛАСТЕРОВ $Ti_{14}C_{13}$ И $Ti_{13}C_{14}$

Лисенко А. А., Огородников В. В., Картузов В. В.

ИПМ им. И.Н.Францевича НАН Украины, Киев,
anatoly_lisenko@ukr.net

Несмотря на то, что фазовая диаграмма и свойства карбида титана изучена достаточно полно [1], вопросы фазообразования системы Ti – C остаются актуальными на сегодняшний день. В частности, в [1] дано возможное описание роста кристаллов карбидов переходных металлов в структуру NaCl путем сегментации семейства устойчивых октаэдрических кластеров типа MC_6 и M_6C . Интерес к кластерным моделям сегментации кристаллов возрос после того, как экспериментально были получены стабильные нанокластеры. В частности, в [2] сообщается о получении серии кубических нанокристаллов со структурой NaCl: $Ti_{14}C_{13}$ ($3 \times 3 \times 3$), $Ti_{18}C_{18}$ ($4 \times 3 \times 3$), $Ti_{23}C_{22}$ ($5 \times 3 \times 3$), $Ti_{24}C_{24}$ ($4 \times 4 \times 3$), $Ti_{27}C_{27}$ ($6 \times 3 \times 3$), $Ti_{30}C_{30}$ ($5 \times 4 \times 3$), $Ti_{32}C_{32}$ ($4 \times 4 \times 4$), $Ti_{36}C_{36}$ ($6 \times 4 \times 3$).

Кубический $Ti_{14}C_{13}$ ($3 \times 3 \times 3$) представляет собой элемент структуры NaCl и может служить «строительным кирпичиком» при сегментации TiC. Однако родственный «кирпичик» $Ti_{13}C_{14}$ ($3 \times 3 \times 3$) не удалось обнаружить в эксперименте [2]. Различие между этими кластерами в том, что в первом случае угловыми атомами являются атомы титана, а во втором – атомы углерода.

С помощью программного комплекса «Gaussian'03» в приближении теории функционала электронной плотности проведены вычислительные эксперименты по сегментации нанокластеров. Показано, что даже метастабильные плоские формы типа Ti_5C_4 и Ti_4C_5 могут самопроизвольно образовывать нанокластеры $Ti_{14}C_{13}$ и $Ti_{13}C_{14}$ различной формы, в зависимости от расстояния и относительной ориентации свободных плоскостей. При достаточно близком расположении плоскостей они образуют кубические нанокластеры. При большем относительном сдвиге возникают формы типа «ковша» и «димера». Последняя структура интересна тем, что два нанокластера ($2 \times 1 \times 1$), соединенные друг с другом плоскостью, имеют почти правильную форму и являются сами по себе стабильными. Механизм сегментации обусловлен, в первую очередь, далекодействующим взаимодействием металлических атомов из разных плоскостей. После образования «каркаса» из атомов металла происходит формирование связей Ti - C и окончательной конфигурации.

Список литературы

1. Самсонов Г. В., Упадхья Г.Ш., Нешпор В.С. Физическое материаловедение карбидов. К.: Наукова Думка, 1974 – 455 с.
2. Pilgrim J. S., Duncan M. A. Beyond metallo-carbohedrenes: Growth and decomposition of metal-carbon nanocrystals // Journal of the American Chemical Society. – 1993. – **115**. – P. 9724.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Шмелев А.А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
г. Тамбов, РФ,
feodorov@tsu.tmb.ru*

Известно, что в металлических стеклах под воздействием различных факторов (механическая нагрузка, тепловые и электромагнитные поля) протекают процессы перехода из метастабильного в более стабильное состояние, называемые структурной релаксацией [1]. В связи с этим изучалось поведение аморфного металлического сплава на основе кобальта под воздействием постоянной механической нагрузки при различных температурных режимах.

В качестве объекта исследования был выбран аморфный сплав на основе кобальта (АМАГ–180). Размеры образцов: $\sim 3,5 \times 0,02 \times 40$ мм. Первоначально производилось одноосное растяжение образцов данного сплава на разрывной машине Instron – 5565. После чего движение траверсы останавливалось. Далее образцу предоставлялось возможность свободно релаксировать. В ходе всего эксперимента непрерывно производилась запись показаний датчика силы.

Отмечено, что весь процесс релаксации напряжений при комнатной температуре происходит в две стадии, причем ≈ 65 % всего снижения происходит на первой стадии. На второй наблюдается менее интенсивное ступенчатое снижение нагрузки.

Далее исследовалось влияние температуры на скорость и характер структурной релаксации в исследуемом сплаве по методике, описанной выше, но уже при температурах 30–80 °С с интервалом 10 °С и при температуре жидкого азота. Обнаружено, что при температуре 30 °С механическое напряжение снижается на 25 %, а при температурах выше 40 °С нагрузка релаксирует полностью. Кроме того, при увеличении температуры второй стадии не наблюдается.

В экспериментах, проведенных при температуре жидкого азота, релаксационных процессов не наблюдается, что подтверждается постоянной величиной механического напряжения. После окончания подачи жидкого азота при отогреве образца наблюдается постепенное ступенчатое снижение нагрузки, аналогичное снижению в экспериментах при комнатной температуре.

Таким образом, структурная релаксация происходит в 2 стадии, причем одна из них носит ступенчатый характер. Обнаружено, что температура является дестабилизирующим фактором, ускоряющим интенсивность структурной релаксации как по величине снижения механического напряжения, так и по времени ее протекания.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 12-01-00638)

Список литературы

1. Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.Е., Коваленко В.В. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ. 2006. 416 с.

ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА, ФОРМИРУЕМОГО НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Яковлев А.В., Слезина М.В., Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Туровская Ю.С.,
Сидоров С.А., Федотов Д.Ю., Гурьева И.Ю., Леонов Д.В.

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

Целью работы было исследование деформационного рельефа МС при локальном механическом воздействии. Исследования проводили на ленточных МС на основе Со и Fe, находящихся в исходном состоянии, полученных методом спиннингования. Толщина лент 20 мкм. Размеры образцов 3,5×90 мм. Индентирование МС проводили на микротвердомере ПМТ-3 со стороны бесконтактной поверхности ленты в специальном устройстве [1]. Изучение противоположной индентированию поверхности МС показало, что наблюдается ступенчатая деформационная структура. В центре области индентирования создается максимальное деформирование, проявляющейся в виде полос сдвига, радиально расходящихся от отпечатка. Было установлено, что полосы сдвига, возникающие на поверхности МС при микроиндентировании, имеют характерные особенности, отличающие их от полос сдвига, образующихся при сжатии, растяжении, разрушении и прокатке. С целью выявления влияния элементного состава на характер деформации аморфных металлических сплавов было проведено исследование полос сдвига, формирующихся на поверхности МС с различным содержанием кобальта. Полученная зависимость количества полос от содержания основы, показала, что с увеличением концентрации кобальта наблюдается тенденция к снижению количества полос. Это говорит о снижении способности сплавов к пластическому течению, что может быть связано с количественным соотношением составляющих исследованных сплавов, а именно с увеличением содержания основы (Со) снижается количество пластифицирующих элементов (Ni, Mn), что приводит к уменьшению способности к пластическому течению. Картины деформации, полученные на ленточных МС на основе кобальта, были сопоставлены с картиной деформации, полученной на лентах нанокристаллического сплава на основе железа. В этом случае наблюдается наименьшая способность к пластическому течению, что может быть связано с наличием границ нанокристаллов в данном материале, в отличие от полностью аморфного состояния. Таким образом, установлено, что деформационный рельеф, формируемый на поверхности металлических стекол, зависит от элементного состава исследуемых сплавов. У нанокристаллического сплава картина деформации зависит от структурного состояния материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 12-01-00638)

Список литературы

1. Яковлев, А. В. Рельеф, формируемый на поверхности объемных и ленточных металлических стекол при микроиндентировании / А. В. Яковлев, В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, Ю.В. Черемисина, Д.А. Колесников, И.Ю. Гончаров, О.Н. Марадудина // Вестник Тамбовского университета. Серия: естественные и технические науки. – 2010. – Т. 15. – Вып. 3. – С. 1101-1102.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ НА КРИВЫЕ ПОЛЗУЧЕСТИ АМОРФНОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВОВ

Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Федоров В.А.,
Федотов Д.Ю.

*ФГОУ ВПО «Тамбовский государственный университет имени
Г.Р. Державина», Тамбов, Россия*
feodorov@tsu.tmb.ru

Аморфные металлические сплавы (АМС) представляют большой интерес для промышленного использования и работают в экстремальных условиях, например, при воздействиях постоянных механических нагрузок, при электроимпульсном воздействии [1].

Цель работы: исследовать деформационное поведение аморфного и нанокристаллического металлических сплавов при комбинированном воздействии температурного поля и постоянной нагрузки.

В экспериментах использовали аморфный металлический сплав АМАГ-180 на основе Со (80%) и нанокристаллический сплав АМАГ-200 на основе Fe (80%). Объектами исследования служили образцы размером 55×3,5×0,02 мм. Образец, вместе с закрепленным грузом ($F = 0,94$ Н), помещался в печь и нагревался в температурном интервале от 300 до 1200 К. Скорость составляла ~ 1 К/с. Температура образца фиксировалась лазерным пирометром Testo-845. Удлинение образцов измерялось триангуляционным датчиком. Для определения кристалличности структуры выполняли рентгенографические исследования на дифрактометре RigakuUltimaIV.

Экспериментально установлено, что при нагревании образцы аморфного сплава деформируются неоднородно. На кривой ползучести наблюдаются участки скачкообразной деформации. У нанокристаллического сплава АМАГ-200 процесс ползучести в температурном интервале от 300 до 1200 К протекает без скачков деформаций.

Для образцов сплава АМАГ-180 скачок деформации преимущественно происходит при температуре около 800 К. Величина этого скачка составляет примерно 6 % от величины общей деформации. Температура кристаллизации для лент на основе кобальта составляет ~ 804–823 К.

Рентгенографические исследования образцов показали, что при температурах до 600 К наблюдается аморфное гало, выше 600 К наблюдаются пики кристаллизации. Отмечено, что образцы АМАГ-180 деформируются вязко и в местах разрыва вытягиваются, образуя волнообразный рельеф.

Таким образом, неоднородность пластической деформации, наблюдаемая в экспериментах, по-видимому, связана с кристаллизацией образцов и скачкообразным изменением их свойств. Процесс ползучести аморфного металлического сплава на основе кобальта в температурном поле происходит неравномерно, начиная с температуры 600 К.

Список литературы

1. Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Сидоров С.А., Яковлев А.В. Влияние агрессивных сред на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов, обусловленную воздействием импульсного электрического тока// Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2013. №4. С. 59-62.

ТОПОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Fe-Si ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Федоров В.А., Кузнецов П.М., Занин А.П.

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

Для изучения морфологических особенностей поверхности сплава Fe-Si после воздействия лазерного излучения использовались пластины толщиной 0,27 мм. Облучение образцов производили на установке ЛТА-4-1 с активным элементом на основе иттрий-алюминиевого граната легированного неодимом. Длина волны излучения 1,064 мкм. Характерный размер зоны лазерного воздействия не превышал 0,5 мм. Энергию воздействия лазерного импульса определяли измерителем энергии и мощности ИЭМ-4-1. Все эксперименты производились при комнатной температуре.

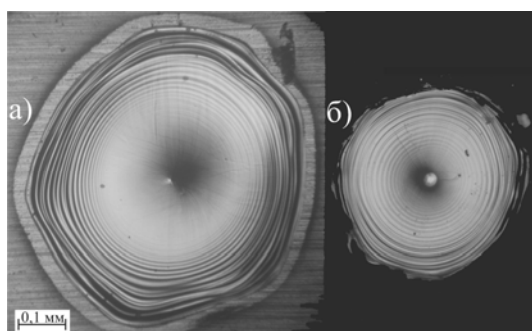


Рис.1 Вид зоны воздействия излучения в одном масштабе на лицевой (а) и обратной (б) сторонах формирующихся под действием прямоугольного импульса $4 \cdot 10^5 \text{ Дж} \cdot \text{с}^{-1} \cdot \text{см}^{-2}$.

Определена плотность мощности образования кратера (оплавления поверхности) составляющая $\approx 2,3 \cdot 10^5 \text{ Дж} \cdot \text{с}^{-1} \cdot \text{см}^{-2}$ для импульса прямоугольной формы с длительностью $3 \cdot 10^{-3} \text{ с}$. При этом, в интервале плотностей мощности $\approx 2,3 \cdot 10^5 \text{ Дж} \cdot \text{с}^{-1} \cdot \text{см}^{-2}$ до $\approx$

$4 \cdot 10^5 \text{ Дж} \cdot \text{с}^{-1} \cdot \text{см}^{-2}$ Дж на поверхности кратера образуется кольцевой квазипериодический волнообразный рельеф (рис.1), усредненный период которого составляет 0,012 мм. При повышении плотности мощности $\approx 3,5 \cdot 10^5 \text{ Дж} \cdot \text{с}^{-1} \cdot \text{см}^{-2}$ на противоположной стороне пластин формируется аналогичная зона воздействия, при этом усредненный период и диаметр кратера меньше в 1,3–2 раза. Появление периодического волнообразного рельефа на поверхности кратера связано, с термокапиллярными явлениями, которые возникают вследствие термокапиллярных сил вдоль свободной поверхности, а так же с наличием высокого стационарного градиента температуры в слое расплава. При флуктуационном движении расплава вдоль свободной поверхности в силу его несжимаемости появляется движение жидкости в поперечном направлении, что приводит к образованию на поверхности расплава подъёмов и впадин. Если в слое имеется постоянный отрицательный градиент температуры, то в областях подъёмов температура поверхности повышается, а в областях впадин понижается. Это приводит к появлению сил, направленных от более горячих областей к холодным. При соответствующих внешних условиях малые тепловые и гидродинамические флуктуации формы свободной поверхности начинают неограниченно нарастать во времени, приводя к термокапиллярным явлениям [1].

Список литературы

1. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. // Под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – 664 с.

ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ РАЗНОГО КЛАССА ПОСЛЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А. Н.^{1,2,3}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

² Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет,

Томск, Россия

ditenberg_i@mail.ru

Обобщены результаты электронно-микроскопического исследования особенностей формирования и эволюции высокоградиентных наноструктурных и субмикроструктурных состояний в металлических материалах разного класса в условиях больших пластических деформаций (кручением под давлением, прокаткой, многократным всесторонним прессованием, механической активацией в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице, при комбинированной деформационной обработке).

Проведена количественная аттестация высокодефектных субструктур с определением параметров кривизны кристаллической решетки и характерных пространственных масштабов зон ее обнаружения, которые фактически определяют размеры переориентирующихся микрообъемов, а, следовательно, и размеры зерен и субзерен. Оценены соответствующие величины локальных внутренних напряжений и их градиентов.

Сопоставлены параметры зеренно-субзеренной и дефектной структуры указанных выше состояний, величин локальных внутренних напряжений и их градиентов, как в зависимости от типа и свойств изучаемых в работе материалов, так и от способа и степени деформационного воздействия.

Показано, что в высокопрочных материалах при больших величинах пластической деформации формируются двухуровневые структурные состояния – зерна размерами от 50 до 300 нм, содержащие субзерна размерами 20 и менее нанометров с малоугловыми границами разориентации. Установлено, что в условиях эффективного подавления процессов пластической релаксации высокодефектных субструктур, в нанофрагментах размерами 10 и менее нанометров упругая кривизна кристаллической решетки характеризуется значениями $\chi_{ij} \approx (100-200)$ град/мкм.

Установлено, что важной особенностью наноструктурных состояний с размерами нанообъектов 10 и менее нанометров является то, что, вследствие обратной зависимости градиентов локальных напряжений от этих размеров, для указанных выше состояний при относительно невысоких величинах внутренних напряжений характерны их очень высокие градиенты.

Обсуждаются механизмы формирования и эволюции высокоградиентных нанокристаллических и субмикроструктурных состояний в металлических материалах разного класса в зависимости от условий деформационного воздействия.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований СО РАН III.23.1. (2013-2016). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Томского государственного университета.

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ДИФФУЗИИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Ge

Уколов А. И., Надточий В. А.

Донбасский государственный педагогический университет, Донецкая обл.,
г. Славянск, Украина,
Ukolov_aleksei@mail.ru

В данной работе выполнены структурные исследования на поверхности деформированных изгибом монокристаллов Ge (ГДГ-40) в температурном интервале 20–280⁰С, которые могут быть использованы для объяснения температурной зависимости напряжения разрушения σ_F [1]. Первые проявления диффузии обнаружены химическим травлением вблизи микросколов (рис.1,а) в виде «язычков», как результат миграции атомов, стимулированной градиентом напряжений, и приводящей к некоторой их релаксации. Если сравнивать время деформирования в данном опыте (сутки) и намного меньшее значение (3–7) минут для проявления диффузии в [1], то можно релаксацией напряжений вблизи концентраторов пренебречь. Поэтому геометрические и ростовые концентраторы напряжений в виде включений типа GeO₂, межузельные атомные кластеры в поверхностном слое могут обуславливать низкие разрушающие напряжения до 200⁰С. Начиная с $T = 220^0\text{C}$ существенно проявляется диффузионный массоперенос вещества в поле градиента напряжений (рис.1,б), происходит сглаживание поверхности и следует ожидать возрастания σ_F [1]. При более высоких температурах на поверхности образуется складчатая структура из канавок (рис.1,в,г), играющих роль новых концентраторов, способствующих снижению σ_F [1–3]

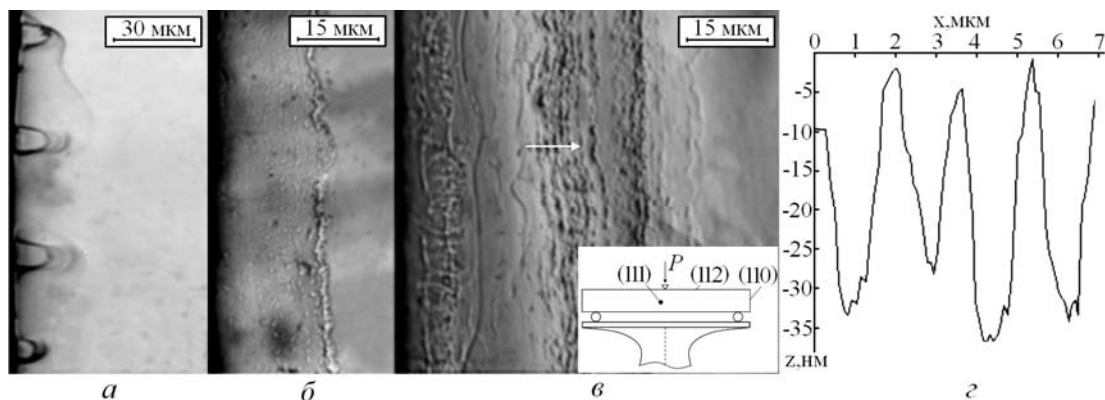


Рис.1. Оптические снимки, иллюстрирующие диффузионные процессы в поле градиента напряжений от ребра образцов Ge на поверхности растяжения (112) в процессе деформирования трехпорным изгибом при $\sigma_m=100\text{МПа}$: а – в течение суток при $T = 20^0\text{C}$; б, в – 10 часов при $T = 220^0\text{C}$ и $T = 280^0\text{C}$ соответственно с одновременным УЗ облучением интенсивностью 5 Вт/см^2 на частоте 22,5 кГц. Рис.1,г – профилограмма сканирования поверхности зондом АСМ вдоль указанного на рис.1,в направления

1. Johnson O. W., Gibbs P. Fracture of Ge and Al₂O₃ // J. Appl. Phys. – 1963. – Vol.34, №9. – P. 2852– 2862.
2. Корсуков В.Е., Князев С.А. [и др.] Зарождение разрушения в поверхностных слоях монокристаллов Ge и Si // ФТТ. – 1996. – Т.38, №1. – С.113 – 121.
3. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9, №3. – С.9–22.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ ЮНГА ДЕФОРМИРОВАННОГО ВОЛЬФРАМА

Гулько М.Н., Раранский Н.Д., Балазюк В.Н., Сергеев В.Н.

Черновицкий национальный университет им. Ю. Федьковича,
Черновцы, Украина, ftt2010@bigmir.net

Современная техника предъявляет жесткие требования к материалам, которые используются при изготовлении деталей машин и приборов, работающих в широких интервалах температур. К таким материалам можно отнести вольфрам, рений, тантал и др. Кроме того, незаменимость вольфрама при изготовлении нитей электроламп объясняется не только его тугоплавкостью, но и высокой пластичностью. Поэтому представляют интерес исследования его упругих свойств.

Для определения упругих характеристик вольфрама нами выбран метод измерения собственных частот колебаний цилиндрических образцов, поскольку он является достаточно точным при измерениях в области высоких температур. В данной работе измерения проводились на вольфрамовых стержнях марки ВА, диаметром $5 \cdot 10^{-4}$ м и длиной $15 \cdot 10^{-2}$ м. Максимальная относительная погрешность при определении модуля Юнга E не превышала 2 %.

Температурная зависимость модуля Юнга $E(T)$, полученная нами для сильно деформированного вольфрама, иллюстрируется на рис. 1 (кривая 1). Здесь же приведены зависимости для керамического вольфрама – 2, вольфрама электродугового плавления – 3 и монокристаллического вольфрама – 4 (литературные данные).

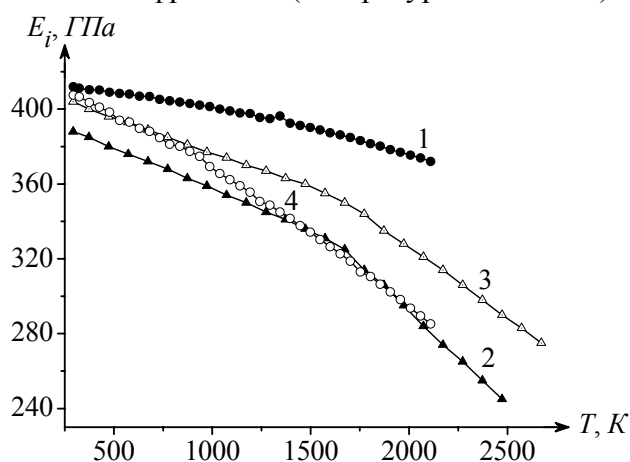


Рис. 1. Температурная зависимость модулей Юнга.

Анализируя зависимости $E_i(T)$, мы видим, что числовые значения модулей Юнга для вольфрама электродугового переплава и монокристаллического в интервале температур 297–1000 K почти совпадают. Металлокерамический вольфрам получен спеканием из порошка и обладает значительным процентом пустот, поэтому и модуль Юнга – наименьший. Абсолютные значения модуля Юнга деформированного вольфрама максимальные, а относительный наклон его температурной зависимости значительно меньше, чем недеформированных образцов. Рост абсолютных значений и уменьшение наклона температурной зависимости модуля Юнга в пластически деформированных образцах могут быть вызваны возникновением преобладающей ориентации кристаллитов – текстуры. Рентгеноструктурные исследования, проведенные на деформированных образцах, подтверждают преобладающую ориентацию кристаллитов в направлении [110].

ВЛИЯНИЕ ФАКТОРОВ КОСМОСА (НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР, ЗААТМОСФЕРНОГО СОЛНЦА, ПОТОКОВ ПРОТОНОВ И ЭЛЕКТРОНОВ) НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ПОЛИМЕРОВ

Абраимов В.В., Лотоцкая В.А., Зарицкий И.П., Сальтевский Г.И.

*Физико-технический институт низких температур НАН Украины,
Харьков, Украина,
vabrainov@mail.ru*

В настоящее время реализуется одна из основных тенденций космического материаловедения – широкое применение полимерных материалов в конструкциях космических аппаратов (КА) новых поколений. В составе КА полимеры работают в весьма жестких и экстремальных условиях – под воздействием глубокого вакуума, электромагнитного излучения Солнца, потоков протонов и электронов радиационных поясов Земли, а также в условиях термоциклирования. В связи с этим, к полимерным материалам предъявляются высокие требования по механическим, оптическим, диэлектрическим свойствам в широком температурном интервале 4,2–300 К, а также по радиационной стойкости в области больших поглощенных доз $D \approx 10^{16}$ ч/см², соответствующих 10 годам полета КА.

В качестве объектов исследования в работе использовались пленки: полиэтилен-терефталата (ПЭТФ или майлара, толщиной 20 мкм), двух типов полиимида: пленки ПМ-А (толщиной 40 мкм) и пленки полиимида Kapton-H (фирмы «Дюпон», США, толщиной 25 мкм), а также полиимидно-фторопластовые пленки ПМФ-БА (толщиной 50 мкм). Облучение материалов протонами и электронами с энергиями 160 кэВ проводили в комплексном имитаторе «КИФК» до величин флюенсов $\Phi = 10^{16}$ ч/см². Облучение образцов заатмосферным Солнцем проводили в течение 100 часов совместно двумя имитаторами: газоструйным источником ВУФ – излучения с интенсивностью $3 \cdot 10^{-4}$ Вт/см² в области 1,5–170 нм, а также источником искусственного Солнца ИС-160 с интенсивностью 0,14 Вт/см² в интервале длин волн 250–2500 нм.

В работе получены диаграммы «напряжение-деформация» для указанных выше полимеров до и после воздействия факторов космоса в интервале температур 4,2–300 К. Показано, что облучение пленок ПЭТФ протонами и электронами флюенсом $\Phi = 10^{16}$ ч/см² приводит к их хрупкому разрушению. Образцы ПЭТФ в необлученном состоянии также испытывают хрупкое разрушение при переходе от комнатной температуры к интервалу температур 4,2–77 К. В отличие от образцов ПЭТФ и других полимерных материалов (хрупких при $T \leq 77$ К), в работе впервые обнаружена высокая пластичность полиимидных материалов типа ПМ-А и Kapton-H в интервале температур 4,2–300 К. Обнаружено, что пленки ПМ-А при 4,2 К испытывают суммарную деформацию до 20–25%, а пленки Kapton-H пластически деформируются вплоть до 80%. Установлено, что исследованные полиимиды демонстрируют скачкообразный характер деформации при 4,2 К. Для пленок Kapton-H в интервале 4,2–300 К получены температурные зависимости предела текучести, предела прочности, суммарной деформации до разрушения и модуля Юнга. Определены вклады упругой, высокоэластической и необратимой деформации в общую деформацию в интервале 4,2–300 К. Показано, что предел текучести, предел прочности и необратимая деформация пленок kapton H в интервале температур 4,2–77 К практически не зависят от температуры, что указывает на возможное проявление квантовых механизмов в пластичности полиимидов. Показано, что облучение протонами и электронами флюенсом частиц $\Phi = 10^{16}$ ч/см² полиимидных и полиимидно-фторопластовых пленок приводит к существенному упрочнению данных материалов.

Предел текучести σ_T пленок ПМФ-БА увеличивается при этом на 15–20%. Для полиимида ПМ-А предел текучести σ_T увеличивается на 40-50%, а модуль Юнга возрастает практически в два раза. Обнаружение высокой пластичности и радиационной стойкости полиимидов при криогенных температурах имеет важное научное и прикладное значение при создании в Украине новых космических аппаратов с временами жизни 5–10–15 лет.

ОСОБЕННОСТИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА

Москаленко В.А., Нацик В.Д., А.Р. Смирнов А.Р., Р.В. Смолянец Р.В.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина
НАН Украины, г. Харьков, Украина,
moskalenko@ilt.kharkov.ua*

Изучены особенности пластической деформации титана технической чистоты ВТ1-0 при вариации размеров зерен от 35 нм до 2 мкм с моно- и бимодальным распределением зерен по размерам. Структурное состояние материала сформировано с использованием технологии сочетающей криомеханическую фрагментацию зерен прокаткой при температуре близкой к температуре жидкого азота и последующих отжигов [1], в интервале температур 4,2 – 293 К.

Наблюдаемое параллельно с существенным ростом прочности резкое уменьшение относительного удлинения в мономодальном нанокристаллическом титане рассматривается как следствие быстрого падения скорости деформационного упрочнения, что обусловлено невозможностью накопления дислокаций внутри нанозерен и обеспечения достаточного уровня упрочнения. Отсутствие в зернах нанометрового размера двойников (важной моды деформации титана) является второй причиной низкой скорости деформационного упрочнения нанокристаллического состояния.

Создание бимодальной структуры с введением в нанометровую матрицу доли зерен субмикронного размера обеспечивает увеличение пластичности нанокристаллического титана, особенно существенное при температурах $T \lesssim 140$ К. Установлено, что наблюдаемый эффект обусловлен сочетанием двух процессов: динамическим ростом зерен под действием растягивающих напряжений и активизирующимся в зернах субмикронного размера нанодвойникованием. Выявлена корреляция между относительной амплитудой скачка $\Delta\sigma/\sigma$ и скоростью деформационного упрочнения в режиме низкотемпературного скачкообразного пластического течения, наблюдаемого при температурах $T \lesssim 20$ К.

Предполагается, что в наноструктурном титане пластическая деформация определяется процессами на внутренних поверхностях раздела и заключается в постепенном включении дислокационных источников и истощении дислокаций при ассимиляции их границами зерен (кристаллитов).

1. В. А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, ФНТ **35**, 1160 (2009) [Low Temp. Phys. **35**, 905 (2009)].

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ОБРАТНОГО МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В БЕРИЛЛИИ

Курек Е.И., Курек И.Г., Олейнич-Лысюк А.В., Раранский Н.Д.

Черновицкий национальный университет им. Ю. Федьковича
г. Черновцы, Украина, [lena_kurek@mail.ru](mailto:lana_kurek@mail.ru)

При исследовании низкочастотного (~ 1 Гц) внутреннего трения (Q^{-1}) и эффективного модуля сдвига ($G_{ef}, G_{ef} \sim f^2$) в магнийтермическом бериллиевом конденсате (МТК Ве, 99,95% Ве) в слабом постоянном магнитном поле (СПМП) *in situ* при комнатной температуре ($T_{ком}$) был зафиксирован обратный магнитопластический эффект (ОМПЭ). Основные результаты и особенности ОМПЭ в Ве можно свести к следующему:

- амплитудные зависимости квадрата частоты собственных крутильных колебаний f^2 , измеренные при $T_{ком}$ подтверждают существование ОМПЭ (рис.1а, кривые 1,2);

- поведение отношения скоростей движения дислокаций при увеличении внешних напряжений свидетельствует о магнитной нечувствительности этих дефектов: значения V_{MF}/V_0 практически не зависят от γ и колеблются в районе единицы (рис.1а, кривая 3);

- на амплитудной зависимости Q^{-1} зафиксирован максимум, который в СПМП расщепляется на два (рис. 1b, кривая 1), при этом характер поведения параметра $r = Q^{-1} \cdot (\Delta f^2 / f^2)^{-1}$ (рис. 1b, кривая 2) свидетельствует о вязком движении незакрепленных дислокаций в МТК Ве [1] .

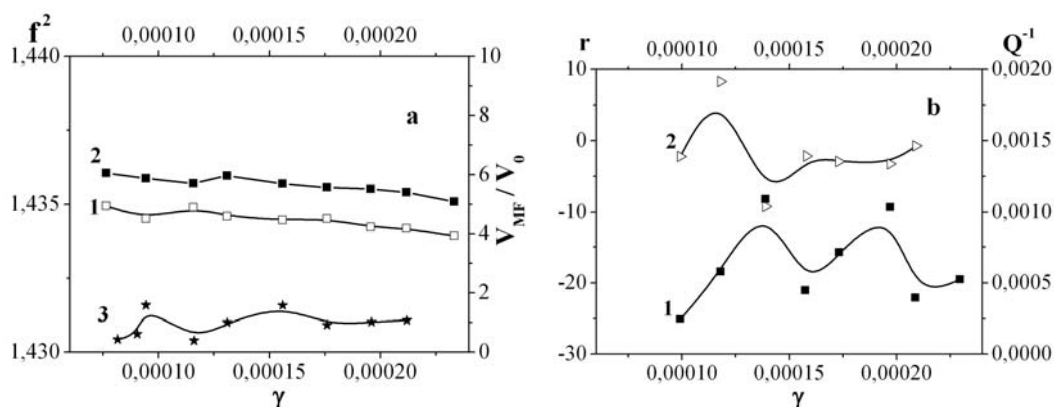


Рис. 1 Амплитудные зависимости f^2 (1,2), V_{MF}/V_0 (3) (рис.а); Q^{-1} (1) и r (2) (рис.б) при комнатной температуре. Кр.2 рис.1а и кр.1 рис.1б.сняты в СПМП *in situ*.

Как видим, поведение неупругих характеристик и $V_{MF}/V_0(\gamma)$ в МТК Ве в состоянии ОМПЭ является аномальным. Действительно, увеличение модулей упругости в МП свидетельствует о закреплении дислокаций, а поведение кривых $Q^{-1}(\gamma)$ и $V_{MF}/V_0(\gamma)$ указывают на достаточно высокую лабильность дислокаций, движущихся в поле разбросанных по плоскости скольжения стопоров.

1. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов.— М: Металлургия, 1987.— 190с.

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПРОЦЕССОВ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТРЕНИИ ЗАРЯДОЧУВСТВИТЕЛЬНЫМ МЕТОДОМ

Пантелеев К.В., Дубаневич А.В., Жарин А.Л.

Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь,
k.pantsialeyeu@live.ru

В данной работе отражены результаты исследования кинетики процессов усталостного разрушения тонких поверхностных слоев при трении скольжения по периодам изменения работы выхода электрона методом контактной разности потенциалов. Метод был адаптирован для непрерывного неразрушающего мониторинга изменений работы выхода электрона из поверхности трения при испытаниях материалов на трение и износ в соответствии со стандартными методиками.

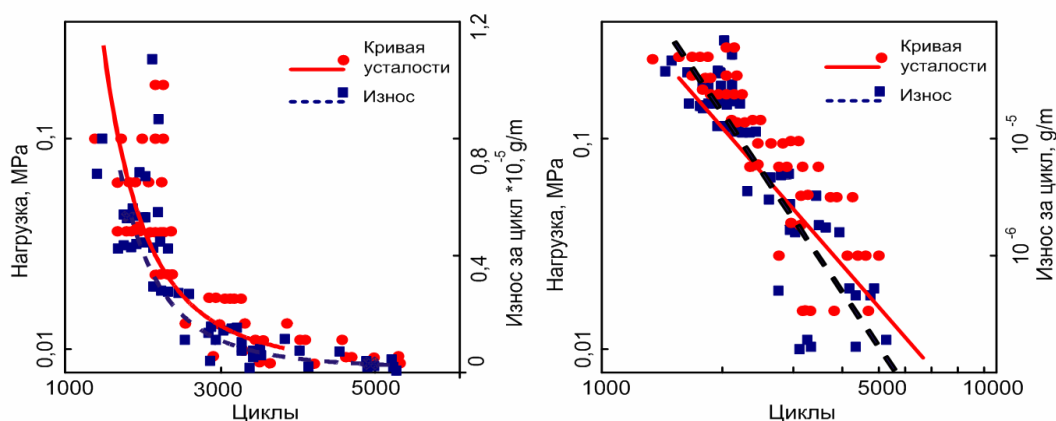


Рис. 1. Кривая Веллера и износ за период, полученные из периодических изменений РВЭ

По результатам исследования периодических изменений работы выхода электрона с поверхности трения предложена модель подповерхностного усталостного разрушения при тяжелых режимах трения, в соответствии с которой процессы усталостного разрушения могут протекать не только на шероховатой поверхности, но и в подповерхностных слоях на глубине, превосходящей среднестатистический размер шероховатости. На рисунке 1 представлена кривая фрикционной усталости и зависимость величины износа за период изменения работы выхода электрона для пары латунь Л63 – бронза Бр.08 в нормальных (а) и логарифмических (б) координатах.

Метод может быть использован для исследования трибологических материалов в широком диапазоне режимов испытаний, в том числе изменения нагрузки, скорости скольжения, условий окружающей среды. Метод опирается на чувствительность функции работы выхода с различными процессами на поверхности трения, например, пластическая деформация, обновление поверхности материала, адсорбции, окисления, фазовых и структурных изменений в процессе усталости при трении. Таким образом, исследования закономерностей периодических изменений работы выхода в зависимости от свойств, состава материала может служить основой для решения проблем усталости материалов.

1. Zharin A. Contact Potential Difference Techniques as Probing Tools in Tribology and Surface Mapping. // Scanning Probe Microscopy in Nanoscience and Nanotechnology, Edited by B. Bhushan, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg 2010. – p. 687-720.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МНГОВОЛОКОННЫХ Cu-Nb ПРОВОДОВ

Дерягина И.Л.¹, Попова Е.Н.¹, Валова-Захаревская Е.Г.¹, Патраков Е.И.¹,
Хлебова Н.Е.², Панцырный В.И.²

¹ ФГБУН Ордена Трудового Красного Знамени Институт физики металлов УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия

² ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт имени академи-
ка А.А. Бочвара» (ОАО ВНИИНМ), г. Москва, Россия
deryagina@mail.ru

Высокопрочные провода на основе композитов Cu-Nb используются для создания высоких (выше 50 Тл) магнитных полей. В ОАО ВНИИНМ разработана технология производства Cu-Nb проводов прямоугольного сечения от 2×3 мм до 4×6 мм, с пределом прочности 1100-1250 МПа и электропроводностью ~ 70 % от высокочистой меди [1]. При изготовлении многоволоконных композитных проводов дендриты ниобия в медной матрице в ходе сильной пластической деформации вытягиваются вдоль оси проволоки, приобретая форму тонких лент толщиной несколько нм [2]. При относительной деформации выше 99.56 % (истинная деформация $e > 10$), когда средняя толщина Nb волокон и расстояния между ними в медной матрице становятся меньше 100 нм, происходит аномальный рост прочности, и временное сопротивление разрыву Cu-Nb композитов в 3–4 раза превышает величину, рассчитанную по правилу смесей [3]. Известно, что определяющую роль в возникновении аномальных свойств наноматериалов играют поверхности раздела. Как показано в ряде публикаций [2,4,5], в *in situ* композитах Cu-Nb границы раздела являются полукогерентными и частично аморфизированными. Наряду с высокой прочностью, важную роль при практическом использовании нанокompозитов играет их термическая стабильность. В работе исследована термическая стабильность структуры *in situ* проводов Cu-Nb, отличающихся формой сечения (цилиндрическая и прямоугольная) и степенью истинной деформации (10.18 и 12.50). Обнаружена неравномерность в распределении Nb волокон в поперечном сечении композитов – наличие концентрических участков с повышенной и пониженной плотностью лент ниобия в медной матрице. Согласно результатам ПЭМ, в обоих композитах границы раздела между Nb волокнами и медной матрицей являются частично когерентными, а решетка ниобия искажена вследствие высоких внутренних упругих напряжений. Обнаружено, что термическая стабильность Cu-Nb композита выше, чем у меди и ниобия, наноструктурированных интенсивной пластической деформацией.

Исследование проведено при частичной поддержке Президиума РАН, проект № 12-П-2-1015.

1. A. Shikov, V. Pansyrnyi, A. Vorobieva et al. Physica C, 2001, **354**(1–4), 410–414.
2. E. Snoeck, F. Lecouturier, L. Thilly et al. Scripta Mater., 1998, **38**, 1643-1648.
3. Bevk J., Harbison J.P., Bell J.L. J. Appl. Phys., 1978, **49** (12), 6031-6038.
4. F. Dupouy, E. Snoeck, M.J. Casanove et al. Scripta Mater., 1996, **34**, 1067-1073.
5. X. Sauvage, L. Renaud, B. Deconihout et. al. Acta Mater., 2001, **49**, 389-394.

ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК СПЛАВА Sb_2Te_3

Гаджиева К.И., Ализаде Й.Э.

*Институт Химических Проблем НАНА,
Баку, Азербайджан*

Тонкие пленки Sb_2Te_3 и твердые растворы на его основе широко используются в полупроводниковой технике в качестве термоэлектрического материала. С ростом избыточного содержания теллура в твердом растворе оптимальная рабочая точка термоэлемента, в котором одна из ветвей состоит из Sb_2Te_3 , сдвигается в область меньших температур. Кроме того, эти пленки обладают фотоэлектрическими свойствами при низких температурах (-130°C).

Как известно, среди полупроводниковых материалов, имеющих высокую термоэлектрическую добротность и используемых в бытовых приборах, работающих в низкотемпературной области до -550 K , наиболее перспективными являются сплавы на основе халькогенидов висмута и сурьмы.

Получение тонких пленок сплава Sb_2Te_3 различными физическими методами – вакуумно-термическим, ионно-плазменным, плазменно-химическим – связано с технологическими трудностями при создании высокоэффективных, воспроизводимых по свойствам тонких термоэлектрических пленок толщиной до $1\text{--}10\text{ мкм}$, так как Sb_2Te_3 при испарении разлагается на компоненты. Кроме того, эти методы требуют сложную аппаратуру, процесс напыления ведется при высоких температурах и сопровождается большими потерями исходного материала.

В настоящей работе для получения тонких пленок сплава Sb-Te был применен более простой метод – электрохимический.

Этот метод получения тонких пленок привлекает внимание простотой исполнения, малым расходом материала, а также возможностью легко регулировать состав и толщину пленок.

Исследована кинетика электроосаждения теллура, сурьмы и сурьма-теллур из хлоридного электролита.

Снятием циклических вольтамперных кривых на Pt электроде определена область потенциалов, при которых происходит совместное электроосаждение Sb и Te с образованием на катоде Sb_2Te_3 . Установлено, что осаждение обоих компонентов в сплав сопровождается деполяризацией, т.е. кривая совместного осаждения располагается в более положительных потенциалах, чем кривые отдельных компонентов, что свидетельствует об образовании на катоде химического соединения Sb_2Te_3 .

Предложен оптимальный состав электролита и режим электролиза для получения качественных тонких полупроводниковых пленок сплава Sb-Te .

Изучены некоторые электрические свойства электролитических сплавов Sb-Te полученных из хлоридного электролита. Исследована зависимость электросопротивления от температуры и рассчитаны характерные для полупроводников константы энергии активации ΔE , температурный коэффициент электросопротивления α и коэффициент чувствительности B .

Установлен тип проводимости осажденных пленок, таким образом выяснилось, что тонкие слои Sb-Te обладают полупроводниковыми свойствами с дырочной электропроводностью.

Методом рентгенодифракционного анализа установлено, что пленки, содержащие $58,7\text{--}62,5\text{ мас.\% Te}$ состоят из Sb_2Te_3 и Te .

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТОМАТОЛОГИЧЕСКИХ КЕРАМИК

Чайка З.С.¹, Зайцев Д.В.²

¹ Уральский Государственный Медицинский Университет, Екатеринбург.

² Уральский Федеральный Университет, Екатеринбург.

ziliyag@yandex.ru;

Dmitry.Zaytsev@urfu.ru

Успех лечения при протезировании зубов во многом зависит от правильного выбора материала, обладающего свойствами, подбираемыми в зависимости от конструкции протеза и учета механизмов взаимодействия восстановительного материала с биологической средой полости рта. В настоящее время при выборе материала для восстановления зубов предпочтение отдается стоматологической керамике благодаря ее высокой биологической совместимости, эстетическим свойствам и оптимальному набору прочностных характеристик.

Механическая стабильность реставрации является основополагающим фактором, определяющим ее время жизни. В процессе эксплуатации реставрация подвергается многократному нагружению и в некоторых случаях наблюдается ее повреждения. Сжатие является одной из основных схем деформации зуба при пережевывании пищи. Поэтому целью работы является определение прочности керамических материалов при сжатии, используемых для изготовления не прямых реставраций.

В качестве модельных материалов было выбрано семь керамических материалов: прессованная стеклокерамика с дисиликатом лития в качестве наполнителя IPS e.max Press (Ivoclar); керамические материалы для Cad-Cam системы Cerec (Sirona Dental): на основе полевого шпата с небольшим содержанием лейцита Mark 2 (Vita) и TriLuxe forte (Vita); керамика для послойного нанесения Noritake; с высоким содержанием лейцита (лейцитная стеклокерамика) IPS Empress CAD LT, IPS Empress CAD mult, IPS Empress CAD HT (Ivoclar Vivadent). Образцы были поставлены в виде стандартных заготовок размером $\sim 1 \times 1,5 \times 2$ см³. Из каждого модельного материала было изготовлено 10 образцов, размером $2 \times 2 \times 1,3$ мм³. Для этого при помощи прецизионной алмазной пилы с водным охлаждением были вырезаны блоки, которые далее обрабатывались на абразивной бумаге для придания им точных геометрических параметров. Испытания на сжатие проводили на машине Shimadzu AG-X 50kN, скорость нагружения 0,1 мм/мин.

Было показано, что самым прочным материалом является IPS e.max Press (Ivoclar), тогда как IPS Empress CAD HT (Ivoclar Vivadent) обладает наименьшей прочностью. При этом IPS e.max Press (Ivoclar) обладает наибольшим модулем Юнга, тогда как модули остальных материалов отличаются друг от друга незначительно. По величине полной деформации материалы условно можно разделить на две группы: первая - IPS e.max Press (Ivoclar), IPS Empress CAD LT (Ivoclar Vivadent) и IPS Empress CAD mult (Ivoclar Vivadent), наиболее деформируемые (13–14%); вторая – Noritake, Mark 2 (Vita), TriLuxe forte (Vita) и IPS Empress CAD HT (Ivoclar Vivadent), менее деформируемые (10–11%). Полученные результаты позволят стоматологу сделать обоснованный выбор стоматологической керамики для конкретного типа реставрации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31691 мол_а»

ДЕНТИН ЧЕЛОВЕКА КАК НАПОЛНЕННЫЙ ПОЛИМЕР

Ивашов А.С.¹, Зайцев Д.В.², Мандра Ю.В.¹

¹ Уральский Государственный Медицинский Университет, Екатеринбург.

² Уральский Федеральный Университет, Екатеринбург.

Dmitry.Zaytsev@urfu.ru

Дентин человека — это сложно устроенная биологическая структура, которая состоит из неорганических и органических компонентов. В микроструктуре дентина выделяют три структурных уровня. Первый — дентинные каналы, диаметром 3–5 мкм, окруженные высоминерализованной оболочкой и располагающиеся на расстоянии ~ 10 мкм друг от друга. Второй — сетка из коллагеновых волокон, диаметром ~ 100 нм, ориентированная преимущественно перпендикулярно дентинному каналу, а третий — кристаллы гидроксиапатита кальция, размером 20–50 нм, заполняющие пространство между коллагеновыми волокнами. Такая микроструктура обеспечивает его высокие прочностные свойства, когда дентин человека способен к упругой (~15%) и пластической (~15%) деформации при высокой прочности (~450 МПа). Подобное деформационное поведение присуще некоторым наполненным полимерам. Действительно, на сегодняшний день, материалы на основе наполненных полимеров получили широкое применение в стоматологии в качестве заменителей живых тканей.

Целью данной работы является сравнение деформационного поведения дентина человека с наполненными полимерами при сжатии и изгибе, основными схемами деформации зубов в процессе их эксплуатации. В качестве модельных материалов было выбрано 7 видов реставрационных материалов, отличающихся друг от друга, типом наполнения, видом наполнителя и производителем.

По своему деформационному поведению, наполненные полимеры можно разделить на две группы, высоконаполненные (>50%) и низконаполненные (<50%). Высоконаполненные полимеры обладали прочностью превышающей прочность дентина и модулем Юнга и упругой деформацией сопоставимой с дентином при сжатии, однако они были не способны к пластической деформации. Низконаполненные материалы обладали упругостью и пластичностью, превышающей дентин, но имели низкий модуль Юнга и прочность. При изгибе все материалы имели предел прочности и модуль Юнга ниже по сравнению с дентином, но высоконаполненные материалы, были наиболее приближены по своему поведению к дентину человека. Следовательно, варьируя размер, количество и тип материала наполнителя, невозможно добиться получения материала по своим механическим свойствам, полностью совпадающим с дентином, а разработка новых тканеэквивалентных материалов требует нового подхода к их конструированию.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31691 мол_а»

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ТВЕРДЫХ ТКАНЕЙ ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА

Зайцев Д.В.

*Уральский Федеральный Университет,
Институт естественных наук, Екатеринбург.*
Dmitry.Zaytsev@urfu.ru

Зуб человека — это орган, который служит для измельчения пищи. Благодаря своему строению и высоким прочностным свойствам его твердых тканей, здоровый зуб способен в течение всего жизненного цикла подвергаться нагрузкам без разрушения. Твердой основой зуба является дентин основная механическая функция которого поддерживать эмаль — самую твердую ткань организма человека. Дентин — это биологический композит, состоящий из неорганических (50%) и органических (30%) компонентов, микроструктуру которого можно разделить на 3 масштабных уровня: первый — дентинные каналы, диаметром ~5 мкм, окруженные высоко минерализованной оболочкой; второй — сетка коллагеновых волокон, расположенная в межтрубочковом пространстве; третий — коллагеновое волокно (диаметр, ~100 нм) и кристаллы гидроксиапатита кальция, размером ~50 нм.

Механические испытания показали, что в зависимости от формы образца и схемы нагружения, деформационное поведение дентина может изменяться от практически хрупкого до высоко деформируемого. Такое поведение связано с тем, что материал устойчив к нагрузкам, когда доминируют сжимающие напряжения в образце и наоборот, когда преобладают растягивающие. Целью данной работы является понять причины такого поведения с позиции его микроструктуры.

Для понимания, какая фаза ответственна за зависимость механических свойств от формы образца, было изучена подобная зависимость у трех групп образцов (кварцевое стекло, оксид алюминия и оргстекла). Показано, что поведение предела прочности и модуля Юнга дентина аналогично хрупким материалам, тогда как, поведение упругой деформации аналогично оргстеклу. Также было обнаружено, что оксид алюминия способен, благодаря наличию пор, к необратимой деформации, когда в образце высокий уровень сжимающих напряжений (плоские образцы).

Известно, что органические материалы становятся хрупкими при экстремально низких температурах. Поэтому были проведены механические испытания дентина в жидком азоте, что позволило оценить его свойства без пластической составляющей коллагеновых волокон. Дентин становится абсолютно хрупким, когда растягивающие нагрузки в образце максимальны, тогда как остается пластичным, когда преобладают сжимающие. Разница между зависимостью пластической деформацией от соотношения этих напряжений при комнатной температурой и температурой жидкого азота, позволила определить вклад коллагеновых волокон в пластичность дентина.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31691 мол_а»

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ АВТОВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ

Семухин Б.С.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
г. Томск, Россия.*

bss@ispms.tsc.ru

Благодаря развитию метода двухэкспозиционной спекл-фотографии Зуевым и др. [1–2] показано, что процессы любой деформации твердых тел носят автоволновой характер. Более того, удалось доказать, что характеристики таких автоволн описываются нетривиально, с помощью модели псевдочастиц, имеющих квантовый характер.

В настоящей статье предложен рентгеновский метод анализа деформированных или находящихся на стадии деформации материалов с целью определения в них параметров автоволн. Изменение структуры при деформации рентгеновским методом изучают либо в модели кристаллической решетки с помощью описания ее областями когерентного рассеяния либо с помощью дислокационной модели. Зачастую это не приносит результатов из-за сложности трактовки измерений. Поэтому нами предложено использовать метод анализа блочной структуры, основанный на прямом измерении разориентации блоков-кристаллитов. Этот метод был предложен еще в начале использования рентгеновских лучей и называется метод рентгеновских сфокусированных лауэ-грамм по схеме Ламбо-Васамийе. Преимущество данного метода в его локальности. Он позволяет определять разориентации в весьма малом объеме материала за счет малого сечения падающего пучка лучей. Для расчетов была выбрана методика, базирующаяся на представлениях Уоррена. Обнаружено, что развороты блоков максимальны на границе очагов локализации деформации. Величина разворотов не превышает нескольких градусов, что согласуется с результатами работ, которые выполнены различными методами и на разных материалах за большой промежуток времени, начиная с 50-х годов прошлого столетия. Таким образом, метод рентгеновской дифрактометрии позволяет определить по угловым положениям дополнительных рефлексов профилей дифракционных линий изменение размеров и разориентацию блоков, а, следовательно, величину локальных напряжений. Эти характеристики существенно отличаются для областей образца с различной величиной локальной пластической макродеформации. Распределения локальных напряжений коррелируют с картинами локализации пластической макродеформации, которые зафиксированы методом двухэкспозиционной спекл-фотографии. В то время как, в промежутках между очагами локализованной макродеформации значения локальных напряжений соответствует напряжению течения для рассматриваемой стадии кривой нагружения материала, в очагах локализации макродеформации данные напряжения в 1,5...2 раза превышают эту величину.

1. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Горбатенко В.В., Гончиков К.В., Павличев К.В. / Заводская лаборатория. 2006. Т. 72. № 12. С. 40-45.
2. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 327 с.

ВЛИЯНИЕ БИАКСИАЛЬНОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ ПОЛИМЕРОВ

Белошенко В.А., Возняк Ю.В.

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина
voznyak@vnet.dn.ua*

Создание ориентационного порядка в кристаллизующихся полимерах позволяет значительно изменять комплекс их физико-механических характеристик. Для реализации указанного состояния широко используются методы пластической деформации: вытяжка, прокатка, волочение, экструзия. Они формируют одноосно ориентированную структуру, приводящую к анизотропии механических свойств. При этом обеспечиваются высокие значения жесткости и прочности лишь в направлении ориентации, что ограничивает область применения изделий из таких материалов. Уменьшение анизотропии достигается обычно благодаря биаксиальной ориентации. Такой подход используется в случае пленок и листовых материалов. Для объемных, в частности, прутковых изделий эта задача не решена. В качестве метода получения прутковых изделий из ориентированных кристаллизующихся полимеров с регулируемой анизотропией может быть рекомендована равноканальная многоугловая экструзия [1].

В настоящей работе показано, что, используя равноканальную многоугловую экструзию, за счет формирования в кристаллизующихся полимерах биаксиально ориентированной структуры, удастся существенно повысить плотность, температуру плавления, твердость, модуль упругости, предел прочности при низкой анизотропии последних. Величина достигаемых эффектов определяется степенью однородности и фрагментации элементов надмолекулярной структуры кристаллизующихся полимеров, характером ориентационного порядка и распределением ориентированных фибрилл по преобладающим направлениям ориентации, объемной долей и степенью совершенства кристаллитов.

Установлено, что биаксиальная фибриллярная структура, создавая плотную сетку физических узлов, способствует высокой температурно-временной стабильности получаемых полимерных материалов, а формирование двух групп кристаллических ламелей, ориентированных во взаимно перпендикулярных направлениях, а также их последовательный характер вовлечения в процесс пластического течения, обуславливает высокую пластичность обработанных полимеров. Полученные результаты объясняются с привлечением представлений о механизмах пластической деформации в кристаллизующихся полимерах.

1. Beloshenko V.A., Spuskanyuk V.Z. // Intern. J. Mater. Chem. 2012. V.2. P.145.

ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ ОСТАТОЧНЫХ МАКРОНАПРЯЖЕНИЙ В ТЕКСТУРИРОВАННЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛАХ

Баздырева С.В., Малыхин С.В., Пугачёв А.Т.

*Национальный технический университет “Харьковский политехнический институт”,
Харьков, Украина,
malykhin@kpi.kharkov.ua*

Сверхбыстрая закалка на быстровращающемся охлаждаемом диске, как способ получения квазикристаллов, характеризуется неоднородностью теплового поля по сечению микронных лент, что может быть причиной формирования остаточных внутренних напряжений. Косвенным фактом их существования является изгиб лент, отмечаемый многими авторами [1, 2]. Данная работа является продолжением ряда исследований, связанных с развитием рентгеновских методов исследования субструктуры и напряжённого состояния икосаэдрических квазикристаллов [3–4].

В качестве образцов используются однофазные ленты состава $\text{Ti}_{41,5}\text{Zr}_{41,5}\text{Ni}_{17}$ толщиной 40–100 мкм. Икосаэдрическая фаза в них оказывается текстурированной таким образом, что вдоль нормали к поверхности ориентированы преимущественно оси симметрии пятого порядка, а отражения от плоскостей с осью третьего порядка абсолютно отсутствуют. Образцы исследовали в исходном состоянии и после длительного (до 50 часов) облучения квантами вакуумного ультрафиолета с энергией ≈ 10 эВ и потоком $\sim 10^{14} \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$. Для определения уровня остаточных макронапряжений в текстурированных квазикристаллах предлагается способ рентгеновской тензометрии - способ многократных наклонных съёмок ($\sin^2\psi$ -способ), который удачно используется для изучения текстурированных поликристаллов, и согласно которому углы наклона ψ не произвольны, а равны кристаллографическим углам между анализируемой плоскостью и плоскостью, перпендикулярной к оси текстуры [5].

Исследования показали, что действительно, наклоняя образец на строго определённые, рассчитанные по формулам кристаллографии углы, можно добиться появления на дифракционной картине ранее отсутствовавших отражений. Проведя съёмку под несколькими углами, удаётся надёжно построить $a_q - \sin^2\psi$ – график и рассчитать действующие напряжения. В результате было показано, что в исходном состоянии в быстрозакаленных лентах $\text{Ti}_{41,5}\text{Zr}_{41,5}\text{Ni}_{17}$ действуют растягивающие макронапряжения величиной от +30 до +50 МПа. Облучение квантами ВУФ длительностью 10 часов увеличивает напряжения до 140 МПа, а дальнейшее увеличение дозы монотонно снижает их до +60 МПа. При этом параметр квазикристалличности в недеформируемом сечении изменяется в интервале 0,52050–0,52100 нм, размер областей когерентного рассеяния увеличивается от 40 нм до ≈ 200 нм, микродеформации возрастают от $0,2 \cdot 10^{-3}$ до $2,0 \cdot 10^{-3}$, а плотность фазонных дефектов вначале снижается от $0,8 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ до $0,3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ (при 5 часах облучения), а затем монотонно растёт до $7,0 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

1. Nicula R., Jianu A. // European Physical Journal B.-1998.- Vol. 3, № 2.- P. 1-5.
2. Stroud R.M. et al. // Appl. Phys. Lett.-1996.-Vol. 69(20).-P. 2998-3000.
3. Bazdyreva S.V. et al. // Functional Materials.-2013.-Vol.20, №1, p.81-86
4. Malykhin S. // Functional Materials.-2007.-Vol.14, №2.-P.223-227.
5. Гладких Л.И., Малыхин С.В., Пугачёв А.Т. Дифракционные методы анализа остаточных напряжений. Теория и эксперимент.-Х.: НТУ "ХПИ", 2006.-304 с.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ, СУБСТРУКТУРЫ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ВОЛЬФРАМА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ОБЛУЧЕНИИ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМОЙ

¹Пугачев А.Т., ¹Малыхин С.В., ¹Баздырева С.В., ¹Суровицкий С.В., ²Гаркуша И.Е.,
²Махлай В.А., ²Аксёнов Н.Н.

¹ *Национальный технический университет
“Харьковский политехнический институт”, Харьков, Украина*

malykhin@kpi.kharkov.ua

² *Институт физики плазмы ННЦ “Харьковский физико-технический институт”*
makhlay@kipt.kharkov.ua

Важным конструктивным элементом международного экспериментального термоядерного реактора (ИТЭР) является дивертор. В качестве материала элементов защиты дивертора ИТЭРа решено использовать вольфрам. Поведение вольфрама при воздействии циклических плазменных нагрузок при развитии переходных явлений в ИТЭРе, таких как срывы тока (disruption) и граничные локализованные моды (Edge Localized Modes – ELM), остается одной из самых важных проблем, которые будут определять работу современного токамака. Представленная работа, является продолжением ранее выполненных исследований [1], и в ней комплексно изучается эволюция структурного состояния, развитие остаточных макронапряжений и формирование поверхностных трещин при многократном циклическом (до 400 имп.) облучении плазмой вольфрамовых образцов (99, 99%) нового типа, полученных способом двойного деформирования (double forging). В отличие от образцов, исследованных в [1, 2], в данных зафиксирована аксиальная текстура, характеризуемая осью [100] (а не [110]) вдоль нормали к поверхности и шириной кривой качания $\Delta\omega \approx 20^\circ$. Образцы облучали водородной плазмой в условиях, моделирующих переходные явления в ИТЭРе, на квазистационарном плазменном ускорителе КСПУ X-50 (ХФТИ). Плотность энергии в потоке, достигающая поверхности вольфрама за один импульсом, составляла $0,45 \text{ МДж/м}^2$, длительность импульса – 0,25 мс. Исследования морфологии и структуры, субструктуры и напряженного состояния выполняли методами растровой электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Информацию получали путем анализа положения, ширины, интенсивности и характера распределения интенсивности в профиле дифракционных линий. Остаточные макронапряжения (σ) и период решетки в ненапряженном состоянии (a_0) определяли с помощью $a - \sin^2\psi$ -графиков. Установлено, что в исходном состоянии значение периода решётки в недеформируемом сечении a_0 составляет $0,31640 \pm 0,00002 \text{ нм}$, а при облучении он незначительно увеличивается. После облучения исходные остаточные макронапряжения сжатия отжигаются и вместо них формируются напряжения растяжения. При 10 имп они составляют около 400 МПа. С увеличением количества импульсов напряжения снижаются до 270 МПа и стабилизируются. При этом уменьшается ширина дифракционных линий на 10–20 % и изменяется асимметрия профиля линий. Поверхностное растрескивание оказалось менее выраженным, чем в [1, 2].

1. Гаркуша И.Е. и др. // Материалы 51-Международной конференции "Актуальные проблемы прочности", Харьков, 2011, 16-20 мая 2011 г., – С.219.
2. Makhlay VA, Garkusha IE et.al. // Phys.Scr. T138 (2009) 014060.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРЕГРАД КОНЕЧНОЙ ТОЛЩИНЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРОБИТИИ ИХ УДАРНИКАМИ РАЗЛИЧНОЙ ПРОЧНОСТИ

Хорев И.Е., Афанасьев В.И., Захаров В.И. Ярош В.В.

*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,
Томск, Россия, khorev@mail.tusur.ru*

Сквозное пробитие преград конечной толщины имеет важное практическое значение. Поскольку отсутствие сквозного пробития преград означает противоударную стойкость защищаемой конструкции в целом. При этом наиболее интенсивно изучается механизм откольного разрушения тыльной поверхности преград из-за значительных повреждений объектов в запреградной области откольными элементами (так называемый шрапнельный эффект). Классическая картина откольного разрушения обычно увязывается с распространением плоских волн напряжений.

Пространственная интерференционная картина градиентных волн напряжений является более сложной, а виды разрушения тыльной поверхности более разнообразны [1]. Наряду с волновыми факторами существенным является наличие перед движущимся ударником мощного пластического фронта. Для анализа волновой картины важными являются следующие характерные соотношения параметров: (b/d) и (l/d) , где b – толщина преграды, d – диаметр, а l – длина ударника. Для компактных ударников, тонких преград, когда $l = d = b$, и при высоких скоростях соударения U_0 , определяющим является волновой механизм. Разрушение тыльной поверхности преграды в этом случае происходит с образованием откола. Для удлинённых ударников, когда $l \gg d$ решающим становится механизм, связанный с выходом на тыльную поверхность мощного пластического фронта.

Экспериментально исследовались особенности разрушения тыльной поверхности преград при изменении всех характерных соотношений кинематических и геометрических: варьировались длины ударников, толщины преград, скорости соударения. Установлено, что откольное разрушение в преграде возникает и в случае взаимодействия с удлинёнными ударниками, но с увеличением их длины ответственным за разрушение по типу откола является пластический фронт перед движущимся ударником. Отделение откольных тарелок в эксперименте всегда происходило только при подходе ударника к тыльной поверхности преграды. В зависимости от величины параметра (b/d) возникает ряд особенностей в разрушении тыльной поверхности [2].

Перед срабатывающим ударником образуется зона интенсивных пластических деформаций (будущая «пробка») и появляются откольные трещины – в этом опыте трещины тройного откола.

В систематических опытах установлено, что в случае высокоскоростного соударения различных бойков (компактных, удлинённых, пуль и снарядов) с достаточно прочными преградами (стальными, титановыми и алюминиевыми) конечной толщины время развития откольного разрушения тыльной поверхности преграды может стать сравнимым с временем проникания бойка или его деформированной части через преграду, в результате чего происходит контактное взаимодействие формирующейся в преграде откольной тарелочки с ударником. При этом в пластичных материалах в откольной тарелочке образуется сквозное отверстие, равное диаметру бойка или его деформированной части, а в достаточно прочных конструкционных материалах (на основе закалённых сплавов из железа, титана и алюминия) откольная тарелочка дробится на фрагменты [3].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 13-08-00509а).

1. Захаров В.М., Хорев И.Е. Экспериментальное исследование особенностей проникания высокопрочных ударников в преграды. «Современная баллистика и смежные вопросы механики». Материалы Всероссийской научной конференции. - Томск: Изд-во Томского гос. Ун-та, 2009. С. 215-216.
2. Горельский В.А., Захаров В.М., Хорев И.Е., Ярош В.В. Экспериментальное и теоретическое исследование разрушения ударников и преград при их высокоскоростном столкновении//Прочность и разрушение материалов и конструкций: Материалы VI Международной научной конференции, 20-22 октября 2010 г., Оренбург. С. 124-131.
3. Хорев И.Е., Захаров В.М., Ярош В.В. Физические особенности разрушения металлических тел при их высокоскоростном соударении. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. Том 10, № 1, 2013. С. 77 — 81.

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ МИКРОПОЛЯРНЫХ ОРТОТРОПНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ ПЛАСТИН И ЗАДАЧИ ПРОЧНОСТИ НА ИХ ОСНОВЕ

Айрапетян Г.С., Саркисян С.О.

Гюмрийский государственный педагогический институт имени М. Налбандяна
s_sargsyan@yahoo.com

Развитие механики деформируемого твердого тела тесно связано с появлением обобщенных математических моделей тел с учетом их внутренних структуры. Теория таких континуумов основывается на признании о возможности исследовать физически бесконечно малый объем не как материальную точку, а как существенно более сложный объект (экстраточка), с присущими ему дополнительными (помимо трех трансляционных) степенями свободы (ротационными, осцилляционными и т.д.), как своего рода микроконтинуум, обладающий возможностью дополнительной микродеформации. Таким образом обобщенная и, понятно, более реалистичная модель континуума твердого тела получается в результате перехода от классической (абстрактной), не существующей в действительности точки «нулевого» размера, к экстраточке. Микрополярная теория упругости один из развитых обобщенных математических моделей твердых тел с микроструктурой, фактически континуальное обобщение систем уравнений механики Эйлера.

В работе [1] построена прикладная модель микрополярных упругих изотропных тонких пластин. В данной работе построена математическая модель микрополярных упругих ортотропных тонких пластин. На этой основе решены конкретные задачи об определении напряженно деформированного состояния при изгибной деформации микрополярных упругих прямоугольных и круглых тонких пластин, при различных видах внешних нагружений и граничных условий на контуре пластинки.

Анализ полученных численных результатов показывают довольно высокие прочностные характеристики микрополярно-ортотропного материала пластин.

1. Саркисян С.О. Математическая модель микрополярных упругих тонких пластин и особенности их прочностных и жесткостных характеристик// Прикладная механика и техническая физика. 2012. Т.53. Вып. 2. С.148-155

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЙ ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД СМАЧИВАНИЯ В СПЛАВАХ Ti-Co, Ti-Cr И Ti-Cu

Горнакова А.С., Семенов В.Н., Страумал Б.Б.

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

Титан и его сплавы нашли широкое применение в технике ввиду своей высокой механической прочности, которая сохраняется при высоких температурах, коррозионной стойкости, жаропрочности, удельной прочности, малой плотности и прочих полезных свойств [1]. Высокая стоимость титана и его сплавов во многих случаях компенсируется их большей работоспособностью, а в некоторых случаях они являются единственным материалом, из которого можно изготовить оборудование или конструкции, способные работать в тяжелых условиях. Микроструктура титановых сплавов формируется в процессе горячей деформации и в отличие от стали тип структуры не претерпевает существенных изменений в процессе термической обработки. Механические и другие эксплуатационные свойства титановых сплавов сильно зависят от его структуры и морфологии составляющих фаз [2–4]. Морфология фаз в титановых сплавах может определяться не только объемными фазовыми переходами, но и обнаруженными недавно зернограничными фазовыми превращениями [5].

Была исследована микроструктура поликристаллических сплавов титана с 2, 4 и 5,5 вес.% хромом, 2,4 вес. % кобальтом и 2,3 вес. % медью. Проведены серии длительные изотермические отжигов (720 и более часов) этих сплавов в интервале температур от 600 до 880°C (в вакууме). Для исследования микроструктуры методом индукционного плавления в вакууме были приготовлены двухкомпонентные сплавы. Из полученных стержней были нарезаны шайбы толщиной 3 мм. Затем поликристаллические образцы запаивались в кварцевые ампулы ($P = 4 \cdot 10^{-4}$ Па) и отжигались в двухфазной области α -Ti + β -Ti. После закалки в воду микроструктуру поликристаллических образцов исследовали с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопов.

Результаты исследований: 1. Во всех исследованных сплавах было обнаружено зернограничное смачивание. 2. Обнаружено, что доля ГЗ, полностью покрытых слоем (α Ti) зависит от температуры немонотонно. Мы предполагаем, что цепочки одиночных включений (α Ti) образуются на низкоэнергетических ГЗ, которые ассоциируются с более медленной ЗГ диффузионной кинетикой, с меньшей плотностью и большим размером критических зародышей ЗГ (α Ti) фазы. Непрерывный гомогенный слой (α Ti) фаза образуется на высокоэнергетических ГЗ, для которых характерна быстрая ЗГ диффузия, и которые сильнее снижают барьер зарождения ЗГ (α Ti) фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 12-03-00894).

1. О. П. Солонина, С. Г. Глазунов. «Жаропрочные титановые сплавы». Москва, «Металлургия» 1976 г.
2. О.А. Кайбышев, Ф.З. Утяшев. «Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов». Москва, «Наука» 2002 г.
3. О.А. Кайбышев. «Сверхпластичность промышленных сплавов». Москва, «Металлургия» 1984 г.
4. О.А. Кайбышев «Пластичность и сверхпластичность металлов». Москва, «Металлургия» 1975 г.
5. Страумал Б.Б. Фазовые переходы на границах зерен. М., Наука, 2003, 327 с.

НАНОМАСШТАБНАЯ МОДЕЛЬ ДИНАМИЧЕСКОГО ДВОЙНИКА В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Влашевич В. В., Остриков О. М.

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический
университет имени П.О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь*
omostrikov@mail.ru

Стимулирование электрическим током пластической деформации металлических кристаллов открывает новые возможности в управлении физико-механическими свойствами двойникующихся материалов, так как электропластический эффект при двойниковании позволяет управлять процессами локализации напряжений на границах двойников, а также связанным с ними процессом зарождения микротрещин. Поэтому использование на практике электропластического эффекта позволяет облегчить обработку металлов давлением, что особенно важно в случае труднообрабатываемых материалов.

Цель работы – разработка наномасштабной модели динамического двойника в условиях электропластического эффекта для расчета у него напряженно-деформированного состояния.

В рамках наномасштабной модели динамического двойника расстояние между двойникующими дислокациями нельзя считать малыми. Поэтому в данной модели присутствует параметр, определяющий расстояние между двойникующими дислокациями. Напряжения и деформации определялись методом суперпозиции напряжений и деформаций, создаваемых каждой двойникующей дислокацией двойниковой границы. Учитывалась дрейфовая скорость электронов, скорость упругих волн, обусловленных пинч-эффектом и термическим расширением материала. Расчет полей напряжений и деформаций производился для пяти материалов: титан, висмут, олово, сурьма, кадмий.

Воздействие направленного электрического тока на движущиеся двойникующие дислокации может приводить к увеличению длины двойников без генерации новых двойникующих дислокаций. Это в свою очередь приводит к удалению некогерентного участка от устья двойника и росту длины двойника за счет ранее сгенерированной порции двойникующих дислокаций. Поэтому целесообразна разработка двух типов моделей, учитывающих генерацию двойникующих дислокаций во время пропускания через деформируемый двойникующийся металл электрического тока и описывающих подрастание двойников без генерации новых двойникующих дислокаций.

В отличие от макроскопической модели нетонкого двойника, в которой распределение двойникующих дислокаций на двойниковых границах принимается непрерывным, наномасштабная модель описывает ситуацию, возникающую на этапе зарождения двойника. Данная стадия трудна в изучении экспериментальными методами, поэтому разработка наномасштабной модели позволяет прогнозировать эффекты на начальных стадиях двойникования.

Установлено, что воздействие электрического тока на движущиеся дислокации приводит к увеличению не только длины, но и скорости роста двойника. Фронт напряжений при отсутствии генерации дополнительных двойникующих дислокаций мигрирует вместе с движущимся скоплением двойникующих дислокаций, оставляя за собой когерентные участки двойниковых границ.

ЭВОЛЮЦИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ ПОДШИПНИКА

Зозуля В. Л. *, Исаков Д.И. *, Колупаева З. И. **, Пугачев А. Т. **,
Суровицкий С. В. **

*ХАДО, Украина, Харьков,

**НТУ «ХПИ», Украина, Харьков,

pugachov@kpi.kharkov.ua

Исследованы изменения напряженного состояния и структуры поверхности трения обоймы упорного роликового подшипника, изготовленного из стали ШХ15. Исследования проводились как в исходном состоянии заводской поставки, так и после испытаний на машине трения через каждые 10 часов вплоть до 100 часов. Во время испытания нагрузка (3000Н) и частота вращения (1000 мин^{-1}) были постоянными. Температура неподвижной обоймы подшипника, измеряемая контактной термопарой и по инфракрасному излучению во время эксперимента, не превышала 70°C . При работе подшипника на рабочей поверхности образовывался след в виде дорожки трения, на которой и проводились исследования.

Изучение структуры и напряженного состояния проводилось методами рентгеновского структурного анализа. Съёмки проводились на рентгеновском дифрактометре общего назначения ДРОН-2 в излучении медного анода, для подавления флуоресцентного излучения применялся монохроматор дифрагированного пучка из пиролитического графита. Оценка уровня остаточных макронапряжений проводилась методом наклонных съёмок ($\sin^2\psi$ -метод) [1].

Известно [2], что при аксиально симметричной обработке (трении, резании в тангенциальном направлении) величина внутренних остаточных упругих напряжений в радиальном и тангенциальном направлении может быть различной. Поэтому на исходной поверхности кольца и дорожке трения после каждой обработки проводилась оценка уровня упругих макронапряжений, действующих в радиальном и тангенциальном направлении. Для этого проводились съёмки одного и того же участка дорожки трения дважды: при радиальном направлении рентгеновского пучка и, повернув образец на 90° , тангенциальном направлении.

Установлено, что поверхностный слой обоймы упорного роликового подшипника в исходном состоянии находится под действием симметричных сжимающих остаточных макронапряжений. В процессе трения под действием анизотропии силового фактора симметричное плосконапряжённое состояние, переходит в несимметричное. Величина тангенциальных напряжений уменьшается, а радиальных увеличивается, достигая предела прочности исследуемой подшипниковой стали.

Изменение уровня остаточных макронапряжений обусловлено пластической деформацией в поверхностном слое, однако изменения дисперсности и уровня микродеформаций не обнаружено. Это означает, что реализуется ситуация, при которой зарождение, движение и исчезновение дислокаций происходит при неизменной плотности хаотически расположенных дислокаций.

1. Noyan, I.N., Cohen, J.B. Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation Springer-Verlag, New York, 1987. 274 с.
2. Фукс М.Я., Беззубенко Н.К., Свердлова Б.М. Состояние поверхностного слоя материалов после алмазной и эльборовской обработки. Киев: Вища школа, 1978. 157 с.

ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 20Г2С: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Пашинская Е.Г., Добаткин С.В.*, Завдоев А.В., Белоусов Н.Н.,
Макарова А.В., Максакова А.А.

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина.*

** Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия.
zavdoveev@fti.dn.ua*

Получение объемных субмикроструктурных и нанокристаллических материалов, обладающих уникальными эксплуатационными и физико-механическими характеристиками, становится одной из важнейших задач. В частности это касается малоуглеродистых сталей, широко используемых для изготовления различных изделий и деталей в строительстве и промышленности. Перспективными средствами формирования субмикроструктурных и нанокристаллических материалов на сегодня, являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Одним из признанных методов ИПД является винтовая экструзия (ВЭ). Ранее было показано [1], что теплая ВЭ приводит к снижению текстурированности в поперечном сечении, формированию мелкодисперсной структуры с преимущественно равноосными зёрнами и выраженной разнотекстурностью, однако анизотропия структуры в продольном сечении не исследовалась.

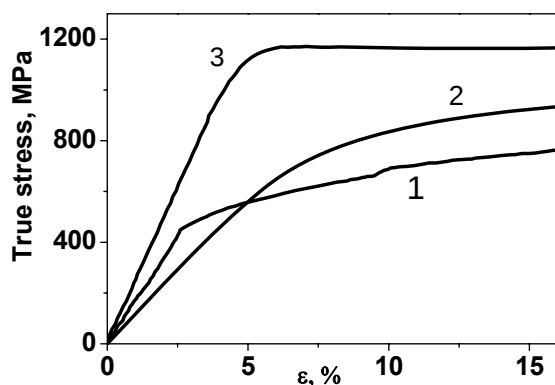


Рис. 1. Кривые напряжение – деформация стали 20Г2С, испытания на осадку: 1 – исходный образец, 2 – ось ВЭ перпендикулярна оси осадки, 3 – ось ВЭ параллельна оси осадки

Целью работы является изучение особенностей формирования структуры, текстуры и свойств малоуглеродистой стали марки 20Г2С, в различных направлениях относительно оси деформации, при теплой винтовой экструзии.

В работе показано, что теплая винтовая экструзия приводит к фрагментации структурных составляющих малоуглеродистой стали: феррита и перлита. Зерна феррита после деформации измельчаются в 3 раза (с 15 μ до 5 μ), и характеризуются значительной удельной долей большеугловых границ. При этом наблюдается неоднородность структуры, в продольном сечении преобладают вытянутые зёрна,

на, в то время как в поперечном сечении – равноосные.

Показано, что в процессе деформации теплой винтовой экструзией, структура малоуглеродистой стали формируется под действием поэтапного развития механизмов динамической рекристаллизации и полигонизации, зернограницного проскальзывания, фрагментации. Данные структурные особенности позволили повысить прочность материала в 1.5 раза, с сохранением высокого уровня пластичности.

1. E. Pashinska, V. Varykhin, S. Dobatkin, A. Zavdoveev, Emerging Materials Research, 2, issue EMR3, 139 (2013).

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА Ni–Mo–Cr ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ

Бакай С.А., О.И. Волчок О.И., Горбатенко В.М., Бакай Е.С.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт»

г. Харьков, Украина

serg.bakai@kipt.kharkov.ua

Механическое вибрационное нагружение является сопутствующим фактором в контурах циркуляции топлива жидко-солевых реакторов. В настоящее время тройные сплавы на основе никеля остаются основными из рассматриваемых материалов для таких элементов как контур. В связи с этим является целесообразным изучение механического поведения сплава Ni–Mo–Cr при совместном сочетании высокочастотного (~20 кГц) и статического (растяжением) нагружения.

В работе экспериментально обоснована необходимость частотно-амплитудной подстройки акустической системы на разных стадиях деформации в ультразвуковом поле, что определяет корректность определения величины наблюдаемого эффекта сброса деформирующих усилий (эффект акустического разупрочнения - ЭАР). Анализ деформационного поведения сплава при растяжении с периодическим включением ультразвуковых импульсов показал, что между величиной наблюдаемого ЭАР и уровнем статической составляющей существует прямая линейная связь.

Основываясь на модельных представлениях о процессах изменения плотности дислокаций в металлах при одновременном статическом и высокочастотном вибрационном нагружении рассмотрена система уравнений, описывающая упругопластическое поведение образца. Поскольку при реализации ЭАР имеют место процессы размножения и разблокировки дислокаций от скоплений точечных дефектов и их атмосфер, что увеличивает подвижность дислокаций, то выражение для общей плотности дислокаций

ρ_t можно представить в следующем виде: $\rho_t = \rho_t(\sigma) + \frac{\partial \rho}{\partial \sigma} \sigma(A, t)$. Величина производной

$\frac{\partial \rho}{\partial \sigma} \sigma(A, t)$ определяет величину изменения плотности дислокаций под действием ультразвука и, как следствие, величину ЭАР. Отсюда ясно, что действие ультразвука на пластическую деформацию должно быть большим на ее начальной стадии и убывать с ростом σ , что и наблюдалось экспериментально. Отметим, что в ходе статического нагружения с периодическим воздействием механических ультразвуковых импульсов плотность подвижных дислокаций может снижаться, выходя на насыщение. Этим процессам соответствует наблюдаемое снижение и выход на насыщение величины ЭАР, которое может быть связано с механизмами ультразвуковой релаксации, обусловленными разблокировкой дислокационных скоплений из-за проявления инерционных свойств дислокаций в поле переменных высокочастотных напряжений (см., например, [1,2]).

1. О.И.Волчок, И.А.Гиндин, И.М.Неклюдов, Л.А.Карниенко, А.А.Николаенко. Влияние ультразвукового воздействия на механические свойства и структуру стали 15Х2МФА. Проблемы прочности. 1982, №4, с. 122-125. 2.
2. А.В. Мац, В.М. Нетёсов, В.И. Соколенко, К.В. Ковтун. Релаксационные эффекты в деформированном гафнии при ультразвуковом воздействии. ВАНТ, 2009, №4-2, сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (94), с. 167-169.

ВЛИЯНИЕ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА ВТ1-0

Черняева Е.В., Хаймович П.А.*, Шульгин Н.А.*

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lana@smel.math.spbu.ru)

*ННЦ «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина

Приложение сил всестороннего сжатия оказывает существенное влияние как на физико-механические свойства твердого тела, так и на структурные изменения при деформировании в таких условиях. Но до настоящего времени недостаточно данных, каковы (и имеют ли место) остаточные изменения структуры металлов в случаях, когда гидростатическое (квазигидростатическое) давление прикладывалось, но пластического деформирования в этих условиях не осуществлялось. А при криогенных температурах таких экспериментов не было вообще.

В настоящем исследовании было осуществлено частичное барокриодеформирование путем квазигидроэкструдирования при 77 К цилиндрической заготовки диаметром 10 мм из сплава ВТ1-0. Особенность эксперимента заключалась в том, что после прохождения матрицы частью заготовки продавливание было остановлено, устройство разгружено, объект из него извлечен, и вырезан образец в виде пластины в продольном осевом сечении (рис. 1). Материал в широкой части не испытал пластической деформации продавливанием через матрицу, однако находился под действием сил всестороннего сжатия при 77 К.

Материал узкой части испытал деформацию при этой температуре, степень деформации ~ 40 %. Индентирование с записью сигналов акустической эмиссии (АЭ) проводили вдоль оси образца и в приповерхностной области (см. рис. 1).

АЭ в области оси части прутка, не прошедшей БКД, была практически идентичной АЭ материала в исходном состоянии. В области же, испытавшей БКД, наблюдается снижение энергии сигналов и увеличение их медианной частоты (частоты, делящей площадь под кривой спектральной плотности мощности пополам) (рис. 2).

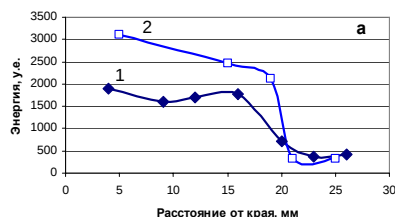


Рис.1.

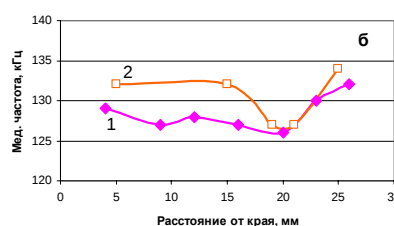


Рис.2. Энергия (а) и медианная частота (б) сигналов АЭ при индентировании центральной части образца (1) и его приповерхностной области (2).

Результаты, полученные для продеформированной части заготовки, аналогичны полученным на этом сплаве ранее [1,2], однако и приповерхностные области части заготовки, не претерпевшей БКД, но испытавшей воздействие высокого давления, также обнаруживают изменения характеристик АЭ. В этих областях энергия сигналов АЭ была выше, чем в центральной части, а их спектры смещены в сторону высоких частот.

1. Черняева Е.В., Хаймович П.А., Замлер Е.Г., Мерсон Д.Л. Влияние барокриодеформирования на акустическую эмиссию в техническом титане ВТ1-0/ Сб. материалов 50 Междунар. Научн. симпозиума "Актуальные проблемы прочности" (27 сентября -1октября 2010 г. Витебск. Беларусь). Ч.1. Витебск, 2010. -с.78-80
2. Е.В. Черняева, П.А. Хаймович, А.М. Полянский, В.А. Полянский, Д.Л. Мерсон, Е.Г. Замлер, Ю.А. Яковлев. Влияние барокриодеформирования на содержание водорода и акустическую эмиссию в техническом титане ВТ1-0//ЖТФ, 2011, Т. 81, вып.4. – С.131-134.

ГИДРИДНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ПАЛЛАДИЙ-ВОДОРОД

Гольцова М.В.

Донецкий национальный технический университет,
Донецк, Украина
m_goltsova@mail.ru

Гидридные превращения (ГП) в силу их природы составляют особый класс диффузионно-кооперативных фазовых переходов в конденсированном веществе. Необходимым условием реализации фазовых переходов этого класса является наличие у конденсированного вещества по крайней мере двух атомных подсистем с диффузионной подвижностью, отличающейся на много порядков величины (10^{20} - 10^{30}) [1].

При низкой температуре диффузия атомов металла полностью отсутствует, а диффузия водорода не прекращается даже при гелиевых температурах. Следовательно, ГП протекают по диффузионно-кооперативному механизму: транспорт водорода к растущему зародышу новой фазы, перераспределение водорода и упорядочение в подрешетке внедрения происходят диффузионным путем, и миграция атома водорода осуществляется на относительно большие расстояния вплоть до макроскопических. Роль восходящей диффузии является здесь очень важной. В то же время смещения атомов металла во время превращения на малые расстояния порядка межатомных имеют кооперативную природу. Эти процессы, протекающие в разных атомных подсистемах, взаимно обусловлены. Кооперативная перестройка металлической матрицы обычно контролируется диффузионной перестройкой водородной подсистемы [1]

В докладе будут представлены обобщенные результаты систематических исследований ГП методиками *in situ* в системе Pd-H. Оптической микроскопией с видеозаписью протекающих процессов показано, что как прямые, так и обратные ГП осуществляются по механизму зарождения и роста. Кинетика прямых $\alpha \rightarrow \beta$ гидридных превращений описывается С-образными кинетическими изотермическими диаграммами. Для обратных $\beta \rightarrow \alpha$ гидридных превращений характерен другой тип диаграмм, поскольку скорость обратных гидридных превращений только возрастает с ростом температуры или с уменьшением давления водорода. Будет рассмотрена уникальная роль водородных концентрационных и водородных фазовых напряжений в процессе гидридных превращений и показано на основе экспериментальных фактов, что эти напряжения являются наиболее значительным термодинамическим и кинетическим фактором при развитии ГП: их возникновение, перестройка и релаксация играют главную роль в развитии гидридных превращений [2].

Список литературы

1. Гольцов В. А. О природе диффузионно-кооперативных (гидридных) превращений // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1987. – № 1. – С. 88–96.
2. Гольцова М.В., Артеменко Ю.А., Жиров Г.И. Гидридные превращения: природа, кинетика, морфология //Альтернативная энергетика и экология. 2014. № 1. С. 70-84.

«ПАРАДОКС» ПОРООБРАЗОВАНИЯ

Лаптев И.Н., Пархоменко А.А.

*ИНЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
Харьков, Украина
parkhomenko@kipt.kharkov.ua*

В радиационной физике, теории и гомогенного, и гетерогенного зарождения пор основаны на представлении о том, что металлы под облучением – пересыщенные вакансиями твердые растворы, и вакансии, как точечные дефекты, должны выпадать из этого раствора с образованием пор. Между тем, многочисленные результаты исследований структур и математическое моделирование, свидетельствуют о том, что в металлах и сплавах, подвергнутых закалке или облучению (условия вакансионного пересыщения), возникают только петли дислокаций вакансионного типа и тетраэдры дефектов упаковки, но никак не поры и микротрещины.

С другой стороны, хрупкое разрушение материалов происходит в условиях всестороннего растяжения. Образование пор и трещин в упругой области – элементарные акты хрупкого разрушения и не могут быть исключением из этого правила. Но если, зарождение вакансионных пор и трещин происходит при растяжении, то оно происходит в условиях, когда концентрация точечных вакансий меньше их равновесного значения и, следовательно, вакансионное пересыщение отсутствует.

В этом и заключается «парадокс» – теоретически для образования пор и трещин необходимо вакансионное пересыщение, а на практике они образуются в условиях вакансионной недостаточности.

Процесс образования мартенсита подобен двойникованию, которое, однако, развивается без изменения объема, образование мартенсита – это образование промежуточного (метастабильного) фазового ОЦТ состояния с изменением объема. Именно это изменение объема и приводит к образованию или поглощению вакансий.

С целью выяснения природы зарождения пор и трещин в неравновесных системах (закалка, облучение, деформирование) изучены нано механизмы образования свободного объема за счет без диффузионных фазовых превращений мартенситного типа. Показано, что упругая объемная деформация 11-ти элементарных ОЦТ ячеек железа на 4,2% приводит к образованию одной структурной вакансии. Определена энергия активации образования вакансий по этому механизму, составившая приблизительно 0.04эВ, что в тридцать раз ниже, чем при образовании вакансии по механизмам Шоттки или Френкеля. Определена энергия образования вакансионной поры критического размера (6Å) приблизительно равная 3эВ.

Показано, что мартенситная прослойка толщиной 30÷35Å, возникающая при обратном превращении, порождает петлю дислокации вакансионного типа. Если толщина мартенситной прослойки оказывается порядка 70÷75Å, в металле образуется трещина или пора. Эти данные свидетельствуют об энергетической выгоде образования зародышей пор по механизму обратных мартенситных превращений по сравнению с диффузионным механизмом, в котором энергия образования поры критического размера составляет десятки электрон-вольт.

ДИАГНОСТИКА ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ NaCl ПО РЕЗОНАНСНЫМ ПРОБЕГАМ ДИСЛОКАЦИЙ В СКРЕЩЕННЫХ СВЕРХНИЗКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Колдаева М.В., Альшиц В.И., Петржик Е.А., Даринская Е.В., Белов А.Ю.,
Минюков С.А., Наими Е.К.*

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

mkoldaeva@ns.crys.ras.ru

** НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*

Магнитоиндуцированное движение дислокаций в немагнитных кристаллах может происходить как в постоянном магнитном поле, так и в схеме ЭПР-типа, когда величина постоянного и частота переменного магнитных полей связаны условием зеемановского резонанса. Это явление, называемое магнитопластическим эффектом, вызывают спин-зависимые переходы в системе дислокация-примесь, приводящие к изменению структуры центров пиннинга и уменьшению их связи с дислокацией, что и вызывает ее движение в поле внутренних напряжений.

В сверхнизких скрещенных магнитных полях, когда постоянное поле B сравнимо с полем Земли, исследованный нами резонансный магнитопластический эффект в кристалле NaCl наблюдался на частотах переменного поля ν , определяемых эмпирическим условием:

$$h\nu = g\mu_B B \cos(\theta \pm \Delta\theta_i),$$

где h – постоянная Планка; μ_B – магнетон Бора; $g \approx 2$ – фактор Ланде, θ – угол между полем B и направлением $[100]$ в кристалле, а $\Delta\theta_i$ – мера отклонения от этого направления в ядре дислокации в том месте, где локализован резонирующий примесный центр. В целом, для каждой линии спектра множитель $\cos(\theta \pm \Delta\theta_i)$ отражает сильную одноосную анизотропию взаимодействия между полем B и магнитным моментом соответствующего примесного центра i -типа.

На основе серии измеренных частотных спектров дислокационных пробегов в схеме ЭПР-типа в поле Земли были найдены наборы углов $\Delta\theta_i$, отвечающие разным пикам пробегов. Оказалось, что эти наборы одинаковы для разных ориентаций образца относительно поля Земли B (разных θ) и дают информацию о структурных позициях примесного атома Са в ядре дислокации. Компьютерные расчеты атомной структуры ядра краевой дислокации в кристалле NaCl продемонстрировали неплохое соответствие теоретических значений углов $\Delta\theta_i$ с экспериментальными данными.

Кроме набора пиков, обусловленных разными структурными положениями примесного атома в ядре дислокации, наблюдается еще четверка эквидистантных резонансных пиков, соответствующих разным g -факторам: $g_{n+1} = g_n + 0.09$ ($g_1 = 1.79$, $g_4 = 2.06$). Такая эквидистантность в спектре дислокационных пробегов наблюдалась в широком диапазоне полей $B = 26\text{--}261$ мкТл при $\theta = 0$, и только при самом малом поле наблюдались небольшие отклонения от этого правила.

Еще одно необычное свойство изучавшегося резонансного движения дислокаций в сверхнизких магнитных полях связано с его проявлением не только в ортогональных, но и в параллельных скрещенных полях. Причем соотношение высот пиков на одних и тех же резонансных частотах зависит от типа примеси, но не зависит от ее концентрации в кристалле NaCl.

Работа частично поддержана Президиумом РАН (Программа № 24) и РФФИ (грант № 13-02-00341).

МАГНИТОСТИМУЛИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Петржик Е.А.¹, Иванова Е.С.¹, Колдаева М.В.¹, Альшиц В.И.¹,
Румянцев И.Д.^{1,2}, Даринская Е.В.¹

¹Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия

²НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

petrzhik@ns.crys.ras.ru

В настоящей работе исследовалось изменение механических и сегнетоэлектрических свойств немагнитных кристаллов после их магнитной обработки. Использовались два типа обработки: постоянным магнитным полем (0.1–2) Тл; скрещенными магнитными полями – полем Земли (49,9 мкТл) и перпендикулярным ему полем переменного тока (3,12 мкТл). Частота переменного поля варьировалась в интервале 1,37–1,41 МГц. Изучались монокристаллы триглицинсульфата (TGS) и гидрофталата калия (КАР), выращенные из водных растворов методом снижения температуры, а также ZnO, полученные методом гидротермального синтеза. Измерения микротвердости всех кристаллов и температурной зависимости диэлектрической проницаемости TGS вблизи фазового перехода проводились сразу после магнитной обработки и через каждый час в течение первых 4–5 часов, а затем 1–3 раза в течение нескольких последующих суток.

Показано, что предварительная магнитная обработка обоих типов приводит к тому, что в кристаллах TGS и КАР микротвердость убывает, а в ZnO – возрастает. Максимальное изменение микротвердости во всех кристаллах достигается через 1–3 часа после магнитной обработки, затем наблюдается ее постепенный возврат к исходному значению. Аналогичным образом ведет себя и диэлектрическая проницаемость TGS в области фазового перехода – максимальное изменение достигается примерно через 2 часа после экспозиции с последующим медленным возвратом к первоначальному значению в течение 2–3 суток.

Наблюдаемое изменение физических свойств обладает сильной анизотропией по отношению к взаимной ориентации кристаллов и магнитных полей. Для каждого из кристаллов найдено направление, при совпадении которого с вектором магнитной индукции эффект полностью или частично подавляется. В кристаллах TGS изменения диэлектрической проницаемости и микротвердости наблюдались только, если направление спонтанной поляризации кристалла (ось Y) было перпендикулярно вектору магнитной индукции постоянного поля $\mathbf{B}$ или поля Земли. Также обнаружено, что при параллельности вектора магнитной индукции и доменных границ ($\mathbf{B} \perp \mathbf{P}_s$, $\mathbf{B} \parallel \mathbf{X}$) диэлектрическая проницаемость увеличивается, а при перпендикулярности ($\mathbf{B} \perp \mathbf{P}_s$, $\mathbf{B} \parallel \mathbf{Z}$) – уменьшается.

В основе магнитостимулированного изменения физических свойств немагнитных материалов лежит преобразование структуры их примесных комплексов. Роль магнитного поля заключается не в силовом или энергетическом воздействии, а в инициировании нового пути релаксации. Эти релаксационные изменения происходят за диффузионные времена, что выглядит как задержка реакции материала на магнитное воздействие.

Работа частично поддержана Президиумом РАН (Программа № 24) и РФФИ (грант №13-02-00341).

ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕНОСТЕКЛА МАЛЫХ ДОБАВОК ДИОКСИДА ТИТАНА

¹Казьмина О. В., ²Семухин Б.С.

¹Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»

Россия, г. Томск

²Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН Россия, г. Томск

kazmina@tpu.ru

Одним из важных эксплуатационных свойств пеностекла является повышенная механическая прочность при сохранении относительно низкой плотности, что позволяет применять материал как теплоизоляционно – конструкционный.

В работе рассматриваются вопросы влияния модифицирующей добавки в виде диоксида титана из ильменита на физико-механические свойства и макроструктуру готового пеностекла. Экспериментально установлено, что максимальный эффект упрочнения наблюдается на пеностекле с минимальным содержанием добавки (менее 1 мас.%). Наблюдаемые изменения в макроструктуре образцов подтверждаются не только процентным содержанием пор различных размеров, но и модальностью их распределения по размерам в объеме. Для образцов, полученных с добавками TiO_2 , введение различного содержания концентрата существенно меняет характер распределения: при больших концентрациях (8–5 %) распределение существенно неоднородно и полимодально, а при концентрациях 0,5–1 % распределение пор однородно и полимодально. Для этих образцов прочность при сжатии имеет максимальное значение (1,8 МПа).

При введении концентрата в больших объемах происходит изменение в структуре аморфной матрицы. Для доказательства этого были рассчитаны межплоскостные расстояния по размытому дифракционному максимуму ($26,65^\circ$), отвечающему аморфному кварцу. Установлено, что максимум дифракционного пика неравномерно смещается по мере изменения содержания концентрата. При пересчете угла соответствующего дифракционному максимуму на величину ребра координационного тетраэдра $[\text{SiO}_4]^{4-}$, согласно общепринятой модели строения стекол, видно, что для малых концентраций не наблюдается значительного изменения. Напротив, при введении пяти и восьми процентов концентрата происходит образование внутренних напряжений, что сказывается как на полуширине дифракционных максимумов, так и на величине ребра тетраэдра.

Таким образом, установлено, что введение TiO_2 оказывает большее влияние на макроструктуру материала и связанную с ней плотность и соответственно прочность, наблюдается полимодальное распределение мелких пор, что в свою очередь обусловлено изменением состава аморфной матрицы межпоровой перегородки. В меньшей степени добавка влияет на водопоглощение, определяющееся замкнутостью пористой структуры, при содержании диоксида титана свыше 3 % водопоглощение незначительно повышается.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА Ni_2MnGa С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Белослудцева Е.С., Марченкова Е.Б., Коуров Н.И.,
Куранова Н.Н., Пушин В.Г.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В данной работе исследованы ферромагнитные тройные и многокомпонентные L_{21} литые сплавы Гейслера, способные испытывать термоупругие мартенситные превращения (ТМП) и связанные с ними магнитоуправляемые эффекты памяти формы (ЭПФ).

По данным рентгеновских и электронно-микроскопических исследований во всех изученных сплавах происходят при охлаждении прямые ступенчатые термоупругие мартенситные превращения $\text{L}_{21} \rightarrow 5\text{M} \rightarrow 7\text{M}$, а при последующем нагреве обратные $7\text{M} \rightarrow 5\text{M} \rightarrow \text{L}_{21}$. В пределах зерна мартенсит имеет мультипакетную морфологию. Пакеты состоят из пластинчатых, попарно-двойниково ориентированных кристаллов, габитус которых близок $\{101\}$ L_{21} -аустенита. По данным просвечивающей электронной микроскопии их внутренняя субструктура характеризуется наличием тонких вторичных нанодвойников и дефектов упаковки по системе сдвига $\{101\}\langle 10\bar{1} \rangle$ тетрагонального мартенсита, степень тетрагональности которого изменяется от $0,94$ $c/a \approx 1.2$.

Более точно описание ТМП для ряда сплавов дает схема $\text{L}_{21} \rightarrow 5\text{M} \rightarrow 7\text{M}$ с образованием длиннопериодных структур (рис. 1).

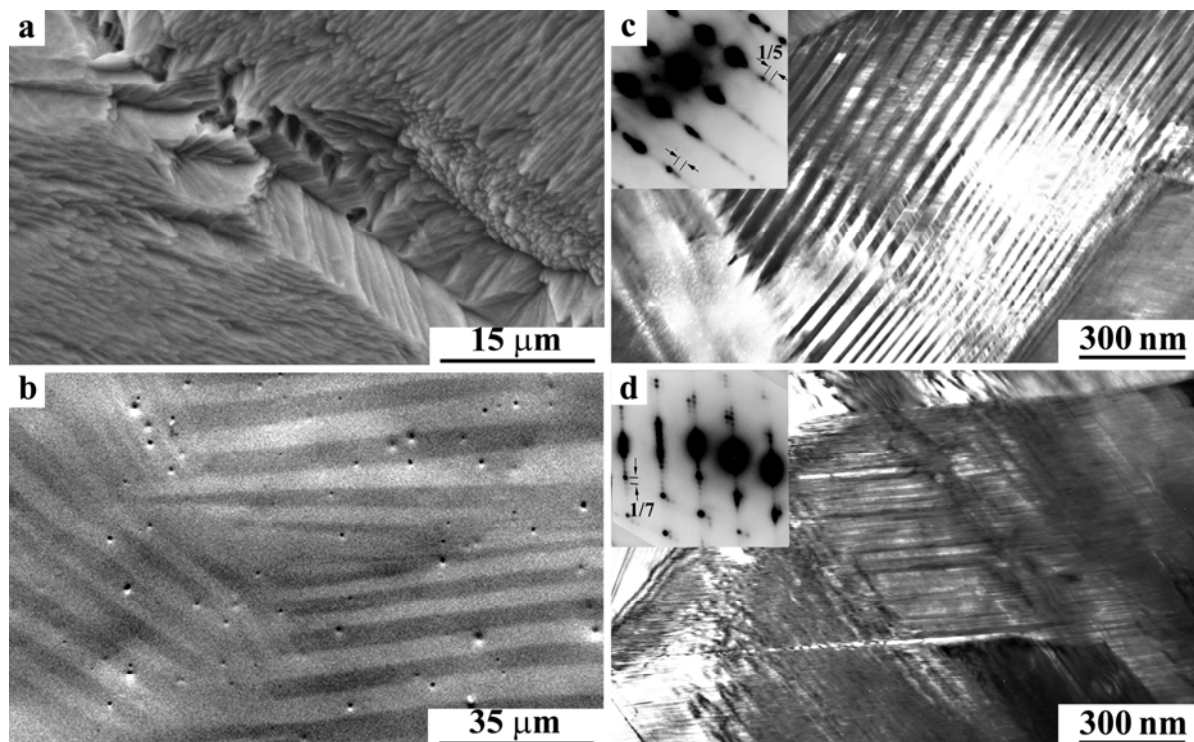


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения сплавов и соответствующие электронограммы пакетного 5M- (c) и 7M-мартенсита (d)

Следует отметить, что в исследованных сплавах на основе Ni_2MnGa наблюдается особая корреляция между изменением температуры мартенситного превращения и величиной параметра c/a с максимумом вблизи значений последнего в пределах

7.62...7.64. В то же время имеет место достаточно сильная вариация точек Кюри при отклонении состава сплавов от стехиометрического и при добавлении в сплавы на основе Ni_2MnGa четвертого компонента в умеренной концентрации (до 2 ат. %). В сплавах после КВД реализуется аморфно-нанокристаллическое состояние с содержанием аморфной фазы около 10%.

Работа выполнена при поддержке молодежного проекта ФАНО 14-2-НП-30, РФФИ (№ 14-02-00379) и Президиума РАН (№ 12-П-2-1060).

МИКРОСТРУКТУРА И НАДЕЖНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В УЗЛАХ ПРИВАРКИ КОЛЛЕКТОРОВ К КОРПУСАМ ПАРОГЕНЕРАТОРОВ ПГВ-1000М

Ожигов Л.С., Митрофанов А.С., Крайнюк Е.А., Шрамченко С.В.

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

Повреждения металла в узлах приварки коллекторов к корпусам парогенераторов (сварное соединение №111) представляют серьезную проблему для безопасной эксплуатации энергоблоков с ВВЭР-1000. В отличие от опубликованных ранее работ, в которых рассмотрены повреждения, явившиеся результатом коррозионного растрескивания под напряжениями, в докладе рассмотрены зарождения повреждений с позиций реального строения многопроходных сварных швов, соединяющих толстостенные металлоконструкции из низкоуглеродистой стали 10ГН2МФА. Представлены результаты микроструктурных исследований несплошностей, которые были выявлены при проведении неразрушающего контроля и вызвали необходимость ремонта сварных соединений.

На основании исследований показано, что несплошности в наплавленном металле представляют собой небольшие трещины и поры, образованные, по всей видимости, за счет частиц карбида кремния, внедренных в металл в процессе наложения сварочных валиков при ручной электродуговой сварке. Рассмотрены вопросы механизмов зарождения и роста несплошностей, а также возможного влияния их на надежность и долговечность сварных соединений № 111.

Обнаружение несплошностей после продолжительной эксплуатации сварного соединения, параллельное расположение траекторий трещин и их усталостный характер являются подтверждением предположения, что их рост связан с эксплуатационными напряжениями (внутренние остаточные технологические напряжения, давление гидроиспытаний, сопротивление перемещению в опорах ПГ, термоциклические нагрузки, вибрации и т. п.).

Рассматриваются также вопросы упреждающей диагностики рассмотренных повреждений соединения №111 современными методами неразрушающего контроля: ультразвукового, а также магнитной памяти и коэрцитиметрии.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАПАСА ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА ТРУБ МАЛЫХ ДИАМЕТРОВ МЕТОДОМ КОЛЬЦЕВЫХ ИСПЫТАНИЙ

Крайнюк Е.А., Митрофанов А.С., Ожигов Л.С., Савченко В.И.

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

В основном оборудовании АЭС широко используются металлоконструкции, содержащие большие количества труб малых диаметров (оболочки ТВЭЛ, теплообменные трубки парогенераторов и другие). Ресурс такого оборудования в значительной степени определяется запасом пластичности материала труб, причем не только в осевом, но в большей степени и в тангенциальном направлениях (окружная пластичность). При длительной эксплуатации энергоблоков происходят эволюционные изменения свойств металла. Для теплообменных труб парогенераторов это имеет место вследствие развивающихся в среде теплоносителя процессов коррозионного растрескивания под напряжением. Сплавы оболочек ТВЭЛ подвергаются процессам старения под действием эксплуатационных факторов. Повышение ресурса безопасной работы энергоблоков предъявляет к материалам все возрастающие требования к стабильности основных свойств, в том числе пластичности.

В настоящее время окружную пластичность трубок определяют путём испытания кольцевых образцов одноосным растяжением на двух полуцилиндрических опорах, что искажает получаемые результаты из-за формоизменения рабочей части образца на начальной стадии испытаний. Такая схема нагружения не соответствует реальным условиям эксплуатации труб.

В докладе представлена разработанная нами методика определения запаса пластичности материалов труб малых диаметров (10...20 мм) на основе метода кратковременных статических испытаний кольцевых образцов. Для изготовления образцов от труб отрезали кольца определённой ширины. Далее путём удаления металла формировали рабочую часть в виде шейки.

Методика основана на определении относительного удлинения рабочей части образцов при их окружном растяжении на конусной оправке. Данная методика дает возможность оценивать запас пластической деформации в тангенциальном направлении кольцевых образцов, вырезанных из трубчатых конструкций после их длительной эксплуатации или же при разработке технологии изготовления. Представлены примеры использования методики для оценки окружной пластичности разрабатываемых оболочек ТВЭЛ (сплав Э110 – Zr–1%Nb) ядерных реакторов, а также для теплообменных трубок (08X18H10T), отработавших длительное время в парогенераторах энергоблоков с ВВЭР-1000. Кольцевые образцы как оболочек ТВЭЛ так и теплообменных труб парогенератора испытывали при температурах: +20 и +350 °С.

Эффективность предложенной методики показана в сравнении результатов, полученных при испытании кольцевых образцов по разработанной методике и общепринятой методике одноосного растяжения. К преимуществам предложенного способа можно отнести также его сравнительную простоту, возможность использования в заводских лабораториях при отработке технологий изготовления труб и для контроля свойств труб в поточном производстве.

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ УЗЛА ПРИВАРКИ ПАТРУБКА К КОЛЛЕКТОРУ ПАРОГЕНЕРАТОРА ЭНЕРГОБЛОКОВ С ВВЭР-1000

Воеводин В.Н., Ожигов Л.С., Митрофанов А.С.,
Крайнюк Е.А., Толстолуцкая Г.Д.

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

Склонность к растрескиванию сварных соединений в узлах приварки коллекторов к корпусам парогенераторов является системной проблемой, которая с течением времени эксплуатации в разной степени проявляется на всех энергоблоках с ВВЭР-1000 и требует регулярного контроля специально разработанными методами. Если взять во внимание количество однотипного оборудования, трубопроводов на АЭС Украины и России, то с 1998 г. по 2013 г. насчитывается 21 случай повреждений узла приварки коллектора к патрубку Ду1200 корпуса парогенератора.

Причиной разрушения считается замедленное деформационно-коррозионное растрескивание, которое инициируется растягивающими напряжениями за счёт эксплуатационных механических нагрузжений, остаточных напряжений после изготовления и монтажа, температурных изменений и т.п. На сегодняшний день выявленные повреждения классифицируются как трещины величиной от нескольких миллиметров до нескольких десятков миллиметров. Многими исследованиями показано, что появление и распространение трещин происходит от коррозионных язв, зародившихся на внутренней поверхности патрубка, на корне сварного соединения. Наиболее склонной к появлению трещин относят также границу раздела сварной шов – основной металл, как область сопряжения различных структур металла, что, в свою очередь, служит местом локализации напряжений.

В настоящей работе с помощью комплекса экспериментальных методов были проведены исследования по выявлению и визуализации дефектов в темплетях, вырезанных из поврежденных сварных соединений после длительной эксплуатации на АЭС Украины. Результаты металлографических исследований показали, что в теле сварного шва практически по всей толщине металла присутствуют поры ($\varnothing$ до 0,7 мм) и микротрещины длиной около 1 мм. Наибольшая плотность залегания микротрещин сосредоточена на участке, начало которого находится примерно в десяти мм от корня сварного шва и распространившегося в пределах нескольких сварных валиков (≈ 20 мм). Кроме того, в указанной зоне по сравнению с внешней стороной сварного шва отмечается четырёхкратное увеличение содержания водорода.

Таким образом, наличие установленных дефектов и повышенная концентрация водорода в сочетании с воздействием эксплуатационных факторов может приводить к росту несплошностей в теле сварного шва, а в процессе дальнейшей эксплуатации приводить к слиянию с язвенными трещинами (на корне шва) и, как результат, образованию магистральных трещин.

ПРОЧНОСТЬ СЦЕПЛЕНИЯ СЛОЕВ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ

Пономарева Г.П., Артеменко А.А., Сладков О.М.

Саратовский государственный технического университета, г. Саратов.

С целью расширения ассортимента и совершенствования многослойных конструкций разрабатываются новые способы формирования композиций с применением более экономичных и не менее прочных материалов[1].

Многослойные конструкции успешно функционируют благодаря достаточным по величине и стабильным во времени адгезионным связям между компонентами.

Авторами разработаны методики формирования сэндвич-структур, заключающиеся в соединении полимерной матрицы пенополиуретана (ППУ) и базальтопластика (БП) – базальтовой ткани (БТ) импрегнированной эпоксидным компаундом, предусматривающие несколько способов получения композитов[2].

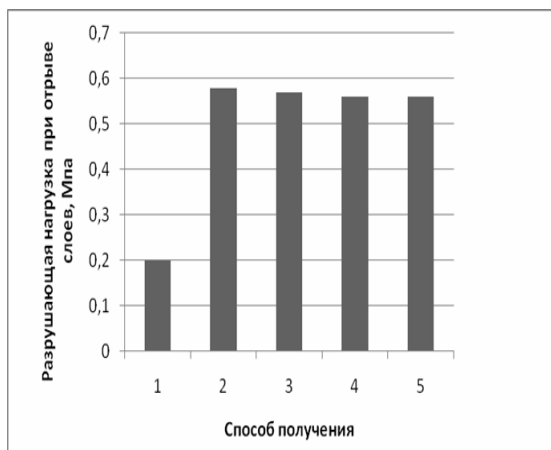


Рис.1. Величина адгезии между пенополиуретаном и базальтопластиком.

1 – между ППУ и стальным листом в существующей конструкции;
2 – между ППУ и БП, в конструкции полученной по первому способу[1];
3 – между ППУ и БП, в конструкции полученной по второму способу[1];
4 – между ППУ и БП, в конструкции полученной по третьему способу[1];
5 – между ППУ и БП, в конструкции полученной по четвертому способу[1].

По результатам экспериментальных исследований следует отметить, что прочность сцепления слоев наиболее высокая у образцов, полученных по первому способу и превышает ее на 65,5% по сравнению с прочностью соединения пенополиуретана со стальным листом. Однако соединение полученное по второму способу меньше всего на 1,7%, а по третьему и четвертому способу – на 3 и 4%

Замечена повышенная плотность приграничных участков, которая выше в образцах, где смола отверждается на готовой плите ППУ потому что формирование в этой области происходит с участием смолы. Повышенная плотность пограничных слоев свидетельствует о плотной упаковке макромолекул по сравнению с упаковкой по объему. Механическое взаимодействие приграничных слоев приводит к ограничению подвижности полимерных цепей, что эквивалентно образованию дополнительных узлов полимерной сетки [3].

1. Пономарева Г.П. Строительные пенополиуретановые конструкции с наружным слоем из базальтопластика/Пономарева Г.П., Сладков О.М., Артеменко А.А., Пономарев М.В.// «Строительные материалы».- 2011, -№11. С62-63
2. Пат. 2317307 Российская Федерация МПК Е 04С 1/40 Многослойный конструкционный материал и способы его получения./ Артеменко А. А., Пономарева Г.П., Сладков О.М.; заявитель Артеменко А. А., Пономарева Г.П., Сладков О.М.; заявл.17.11.2008
3. Фрейдин А.С. Свойства и расчет адгезионных соединений./ А.С.Фрейдин,Р.А. Турусов. – М.: Химия, 1990. – 256 с.: ил.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ШВОВ ТИПА IN690 В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ПРОВАЛА ПЛАСТИЧНОСТИ

Ющенко К.А., Савченко В.С., Звягинцева А.В., Червяков Н.О.,
Волосатов И.Р., Семеренко Ю.А.*, Скибина Л.В.*

*Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины,
Киев, Украина*

savchenko@paton.kiev.ua

**Институт низких температур НАН Украины, Харьков, Украина*
skibina@ilt.kharkov.ua

Известна высокая чувствительность к образованию трещин провала пластичности сварных соединений никелевых сплавов типа Inconel 690. Трещины образуются преимущественно в многопроходных швах в температурном интервале 700–1000 °С по большеугловым миграционным границам аустенитных зерен. Цель данной работы состояла в проведении сравнительной оценки физико-механических характеристик швов, выполненных проволоками с различной степенью легирования (Inconel 52 и Inconel 52MSS), применяемых при сварке сплава Inconel 690.

Образцы для исследований вырезались из сварных соединений, выполненных данными проволоками. Определили модуль упругости, предел текучести, коэффициент линейного расширения, теплопроводность и теплоемкость указанных материалов при температурах до 1100 °С. Показано, что сварные швы, выполненные проволоками Inconel 52 и Inconel 52MSS отличаются по теплофизическим и механическим свойствам.

Механическими испытаниями на разрывной машине «Ала-Тоо» (типа Gleeble) показано различие в склонности к образованию температурного интервала провала пластичности. Сварные соединения, выполненные проволокой Inconel 52, имеют пониженные значения относительного удлинения δ в интервале температур 600–1000 °С. В металле сварных швов Inconel 52MSS отсутствует провал пластичности в соответствующем интервале температур.

Исследование обоих швов посредством трансмиссионной микроскопии также показали отличия в тонкой структуре.

Методом внутреннего трения (резонансной механической спектроскопии) на частоте 3,3 кГц в амплитудно-независимой области звуковой деформации 10^{-7} определялись температурные зависимости динамического модуля Юнга E и логарифмического декремента затухания δ проволок In 52 и In 52MSS в интервале температур 77 - 400 К. Обнаружено значительное увеличение (в 2 раза) значений динамического модуля Юнга в проволоке In 52 MSS по сравнению с проволокой In 52 во всем исследованном интервале температур, что, вероятно, связано с упрочняющим влиянием Mo и Nb. В этом же сплаве обнаружен пик акустического поглощения в области комнатных температур. В проволоке In 52 такой пик отсутствует.

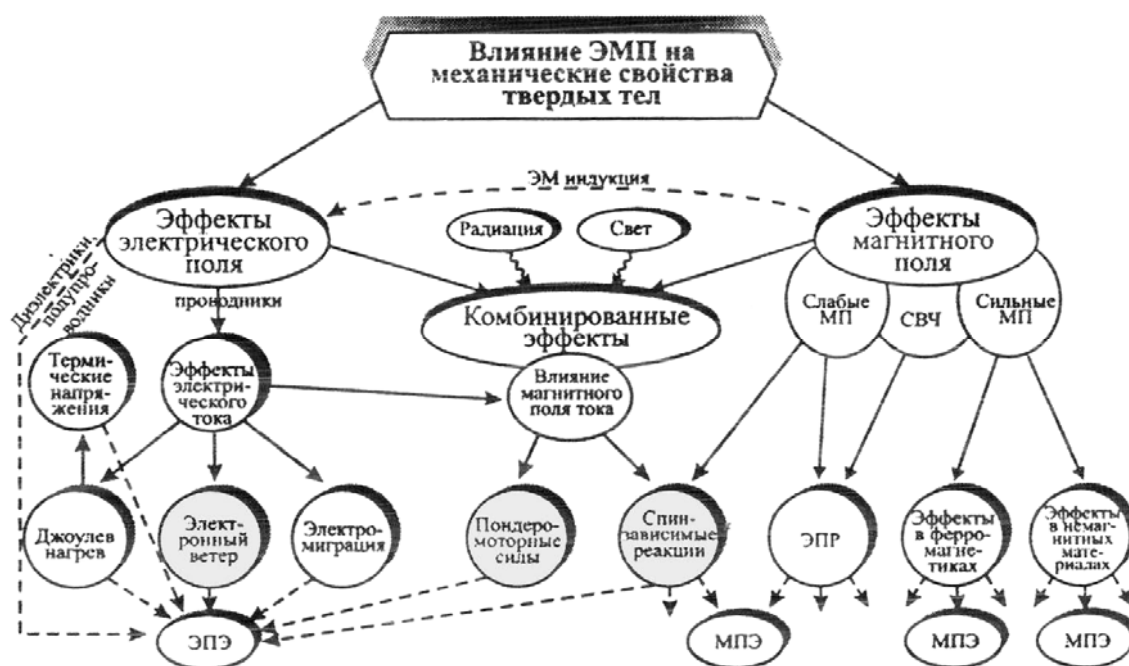
ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Троицкий О.А.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, г.Москва, Россия

oatroitsky@rambler.ru

Нами продолжены детальные исследования электропластического эффекта (ЭПЭ) в металлах [1,2] с учетом того, что к настоящему времени выявлен ряд механизмов действия электромагнитных полей (ЭМП) на деформацию твердых тел. Установлено существование более десятка различных электрических, магнитных и электронных явлений, что схематично представлено на рисунке [3].



Существенным в схеме оказался ЭПЭ действия импульсного тока в металлах. Он собрал в себе, по мнению ряда авторов, не менее шести различных физических явлений, которые объясняют ЭПЭ на полуколичественном и качественном уровне. Это касается не только процессов пластичности и прочности, но также движения отдельных дислокаций, их скоплений, депиннинга от точек закрепления, в частности, от парамагнитных примесей через механизм спиновой электронной конверсии. Вопреки приведенной схеме, нам представляется, что ЭПЭ, обладающий свойством полярности [2,4,], включает в себя лишь три основных явления: а) действие «электронного ветра» тока [1–3]; б) действие пинч-эффекта [4]; в) спиновое разупрочнение металла [5,6].

1. О.А.Троицкий, ПисьмаЖЭТФ, т.10, ,1969, с 18-22.
2. А.Я. Багаутдинов, В.Г. Громов, Ю.И. Головин, О.А.Троицкий и др Структура и свойства перспективных металлических материалов, г Томск, 2007 г, Изд-во НТЛ, 575.
3. Л.Б.Зуев, В.Е.Громов, И.Ф.Курилова и др ДАН СССР, 1978, т 239, №1, с 84
4. Троицкий О.А., Пластическая деформация металла, вызванная пинч-эффектом, Изв. АН СССР, сер. Физическая, № 6, 1977, С. 118 - 122,
5. М.Мolotskii, V. Fleurov, J Phys. Chem., B, 2000, 104, 3812 – 3816
6. М. Molotskii, Philosophical Magazine, 2003, v 83, № 12, 1421.

ВИБРАЦИИ, СОЗДАВАЕМЫЕ В ПРОВОДНИКАХ ПОНДЕРОМОТОРНЫМИ СИЛАМИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

Троицкий О.А., Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. *

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Российская Федерация.

* ООО «Диамех 2000», Москва, Российская Федерация,
skv@diamech.ru

Пондеромоторные силы являются результатом взаимодействия электромагнитных полей с веществом, в частности, с металлами. Такие силы используются, например, при построении оборудования неразрушающего контроля. При воздействии электромагнитного поля на металлы проявляются различные эффекты, такие как скин-эффект, пинч-эффект, эффект Холла и др., которые находят широкое применение в промышленности. При воздействии импульсов тока, проходящих по проводнику, формируется электромагнитное поле. Быстрые изменения тока вызывают проявление скин-эффекта, при котором наводимое в самом проводнике электрическое поле вытесняет носители (электроны) и сам ток, как проявление движения электронов к поверхности проводника. Благодаря этому, ток в начальный момент времени распространяется по поверхности проводника. При воздействии постоянного тока в проводнике возникает взаимное притяжение между его отдельными элементами, аналогично проявлению притяжения между двумя проводниками, расположенными параллельно, по которым пропускают ток. Силу взаимодействия между ними называют силой Ампера. Величина этой силы пропорциональна квадрату величины тока в проводнике и обратно пропорциональна расстоянию между проводниками. В отдельном проводнике, который можно представить в виде группы независимых более тонких проводников, возникают аналогичные силы сжатия. В этом случае роль величины тока выполняет величина плотности тока. В настоящее время нет общепринятого мнения о распределении плотности постоянного тока по сечению проводника, но чаще предполагается неравномерное распределение с максимумом по центральной оси. При пропускании тока через образец распределение тока меняется от соответствующего скин-эффекту по поверхности к колоколообразному при пинч-эффекте, как показано на рис.1.

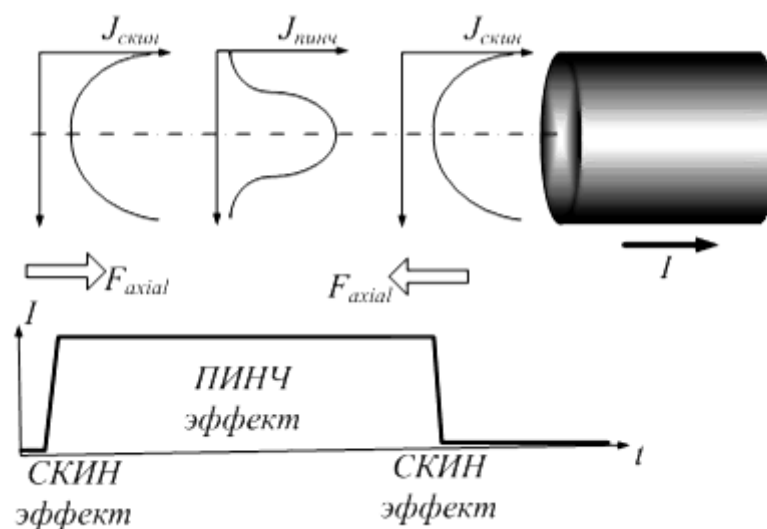


Рис.1.

ЭФФЕКТ ЛОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ И ЕГО ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Pudov@imp.uran.ru, drago@imp.uran.ru

В ферромагнитных сплавах созданные локальной лазерной обработкой (ЛЛО) узкие зоны, отличающиеся по структуре от остального объема кристалла и ориентированные поперёк оси текстуры, являются источниками продольных растяжений в межзональных промежутках и новых магнитных доменов – зародышей перемагничивания. Их наличие приводит к уменьшению ширины полосовых 180° доменов, скоростей движения доменных границ, к снижению вихретоковых и полных магнитных потерь при перемагничивании [1, 2].

В тонкой (0,23–0,30 мм) ленте трансформаторной стали (анизотропный сплав Fe–3%Si с ребровой кристаллографической текстурой (110)[001]) высших марок (3408–3410) ЛЛО, при котором зоны термической деформации имеют ширину $\sim 0,2$ мм и промежутки ~ 4 –6 мм, снижает ширину полосовых 180° доменов в 2–3 раза (рис.1) и магнитные потери $P_{1,7/50}$ на 12–20% [3,4] в зависимости от степени совершенства текстуры материала (табл.1).

Таблица 1. Эффективность ЛЛО в стали разных марок с покрытием ЭП

Магнитные потери, Вт/кг	3406 ($B_{800} = 1.89$ Тл)		3408 ($B_{800} = 1.93$ Тл)	
	ЭП	ЭП + ЛЛО	ЭП	ЭП + ЛЛО
P _г	0.35	0.38	0.32	0.34
P _в	0.90	0.65 (28%)	0.82	0.54 (34%)
P _{1,7/50}	1.25	1.03 (18%)	1.14	0.88 (23%)

Разработан метод непрерывного контроля эффективности ЛЛО, основанный на измерениях нормальной составляющей градиента магнитных полей рассеяния над зонами ЛЛО с помощью феррозондовых магнитно чувствительных элементов, а также способ, сохраняющий эффект ЛЛО после резки стали на элементы магнитопроводов и отжига их на снятие краевого наклёпа за счет введения слабо магнитных частиц в зоны ЛЛО [5].

Работа выполнена при поддержке УрО РАН (проект № 12-У2-1018).

Список литературы

1. Драгошанский Ю.Н. Формирование доменной структуры в магнитноодноосных и магнитнотрёхосных кристаллах // Кандидат. дисс., Свердловск: ИФМ АН СССР, 1969, 161 с.
2. Fiedler H.D., Pepperhoff W. Patent USA № 3647575, 1972.
3. Соколов Б.К., Драгошанский Ю.Н. Структурные барьеры и снижение магнитных потерь в анизотропных электротехнических сталях // ФММ, 1991, №1, с.92-102.
4. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. Влияние лазерной обработки и Неорганических магнитно-активных покрытий на динамические магнитные свойства магнитомягких материалов // Неорганические материалы, 2013, т.№49, №7, с.714-722.
5. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ улучшения магнитных свойств электротехнической анизотропной стали лазерной обработкой // Патент RU № 2501866, опуб.20.12.2013, Бюл.№35.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЧИСТОГО И ЙОДИДНОГО ГАФНИЯ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 20–900 °С

Ожигов Л.С., Вьюгов П.Н., Савченко В.И., Руденко А.Г.,
Ажажа Р.В., Кожевников О.Е.

*Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий,
Национального научного центра "Харьковский физико-технический институт",
Харьков, Украина
pvjugov@kipt.kharkov.ua*

В последние годы большое внимание уделяется исследованию йодидного гафния и особенно влиянию технологических и других факторов на прочностные и пластические свойства при повышенных температурах до 900° С. В некоторых работах приводятся данные о наличии различных аномальных эффектов на температурной зависимости σ_b , $\sigma_{0,2}$ и δ в интервале температур от 20 до 900° С. Четких, однозначных объяснений таких эффектов, кроме гипотетических предположений, в приведенных работах пока нет.

Известные объяснения особенностей пластической деформации относятся к йодидному гафнию, поэтому представляет интерес сравнение прочностных и пластических свойств йодидного и особочистого гафния в температурном интервале 20–900°С. Испытания проводились на установке "Instron 5581" при комнатной температуре и на установке 1246 Р-2/2300 в интервале температур 20–900°С в высоком вакууме.

Проведен анализ, сравнение и обсуждение полученных результатов в работах по гафнию. При сравнении результатов можно отметить, что для йодидного гафния наблюдаются температурные аномалии механических свойств в области температур 600–800°С. Провал пластичности и повышение прочности гафния при этом достигает своего максимума при 700°С. Причины провалов пластичности носят очень сложный характер и существует много гипотез, пытающихся объяснить это явление. Авторы высказывают свою точку зрения на присутствие аномалий при исследовании механических свойств гафния.

Результаты исследования прочностных свойств йодидного гафния в области температур 20–900°С показывают, что в области 20–700°С аномалий не обнаружено, однако в интервале температур 700–800°С наблюдается максимум пластичности $\delta(T)$, который, по мнению авторов, обусловлен проявлением сверхпластичности, главным фактором которой является зернограничное проскальзывание при этих температурах.

Исследование температурной зависимости прочностных свойств особочистого гафния показало отсутствие аномальных эффектов во всем температурном интервале 20–900°С, приводятся сравнительные данные для йодидного и сверхчистого гафния, роль факторов, влияющих на особенности механических свойств.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ БЕРИЛЛИЯ

Папиров И.И., Иванцов В.И., Николаенко А.А., Шокуров В.С.

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

Исследованы характеристики микропластичности литого бериллия высокой чистоты (остаточное электросопротивление $\delta = 35$) с различной величиной зерна. Поликристаллический бериллий прокатывали в лист и отжигали при разных температурах для выращивания зерна в интервале 8-100 мкм. Для определения характеристик микропластичности при статическом растяжении образцов применяли методику прецизионных измерений напряжений и деформаций с помощью тензодатчиков сопротивления, приклеенных к образцу. Погрешность измерения нагрузки не превышала 25 г, деформации – $2 \cdot 10^{-7}$ относительных единиц.

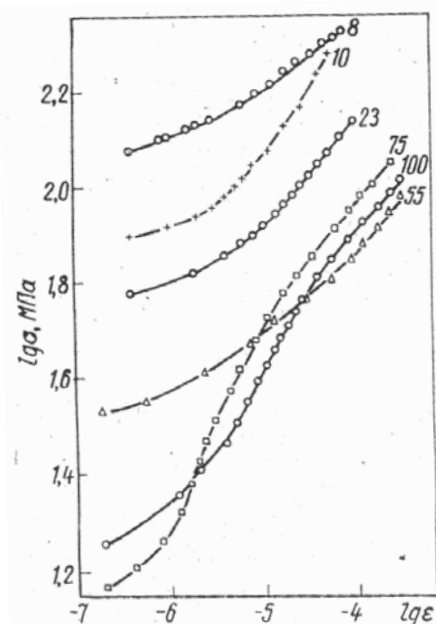


Рис. 1. Зависимость напряжения от деформации в области микропластичности. Цифрами указан размер зерна, мкм

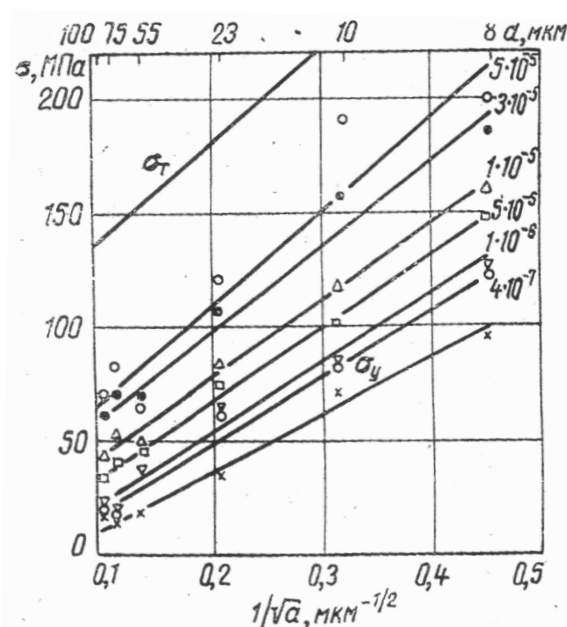


Рис. 2. Зависимость Холла-Петча в области микропластичности. Цифрами указаны значения микродеформации

На рис. 1 приведены зависимости $lg \sigma$ ($lg \epsilon$) для образцов бериллия с разной величиной зерна. На рис. 2 приведены зависимости напряжения микротечения от размера зерна для разных параметрических микродеформаций.

Видно, что характер зависимости $lg \sigma$ ($lg \epsilon$) в области микродеформаций носит нелинейный характер для образцов с разным размером зерна и что закон Холла-Петча соблюдается в области микродеформаций.

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что механизм микротечения бериллия не сохраняется постоянным в области микротечения, и что зависимость $lg \sigma$ ($lg \epsilon$) определяется не только размером зерна, но и дополнительным перераспределением примесей в процессе отжига (этим, в частности, объясняются более высокие значения микронапряжений течения у образцов с размерами зерна 75 и 100 мкм при $\epsilon > 10^{-5}$, рис. 1).

ИНЖЕНЕРНЫЙ МЕТОД АТТЕСТАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ОБРАЗЦОВ

Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
dee@ispms.tsc.ru

Применён инженерный метод определения вязкости разрушения материалов при испытании малоразмерных образцов с шевронным надрезом. Образец представляли в виде консольной конструкции, в которой по мере нагружения происходит смещение λ_e точек приложения внешней нагрузки P . Зарождение и распространение трещины уменьшает податливость образца $\eta = \lambda_e/P$ (величина обратная жесткости образца $M = P/\lambda_e$). В данном исследовании проведён теоретический расчёт и получено аналитическое выражение для определения величины η :

$$\eta = \frac{8l^3}{Eab^3} \left[\frac{2\Delta l}{a} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} + \left(1 - \frac{2\Delta l}{a} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} \right) \frac{l}{l_0} \left[4 + \frac{a}{l_0} \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2} + \frac{2\Delta l}{l_0} \right] / \left[2 + \frac{a}{l_0} \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2} \right]^2 \right]^{-1}. \quad (1)$$

Основной характеристикой вязкости разрушения материала при заданной геометрии и граничных условиях нагружения образца является удельная энергия разрушения (скорость высвобождения упругой энергии). Для определения удельной энергии разрушения G использовано известное уравнение механики разрушения [1, 2]:

$$G = \frac{P_{\max}^2}{2a} \frac{d\eta}{dl},$$

которое зависит от изменения податливости при увеличении длины трещины на dl . Здесь a – ширина образца, $P_{\max}$ – нагрузка, при которой нарушается устойчивое распространение трещины и происходит спонтанное разрушение образца.

Опыт показывает, что при нагружении во многих случаях существенную долю смещения точек приложения нагрузки λ составляет величина λ_p , не связанная с процессом распространения трещины (с уменьшением податливости образца). Величина λ_p обусловлена пластической деформацией образца, как в зоне шевронного надреза, так и в объёме образца в целом. За параметры вязкости материала ответственна величина $\lambda_e = \lambda - \lambda_p - \Delta h$, где Δh – толщина надреза. Значение λ_e определяется смещениями точек приложения нагрузки, обусловленными исключительно процессом увеличения длины трещины. В связи с этим определение λ_e является принципиально важной задачей механики разрушения.

Предлагаемый метод позволяет определять характеристики трещиностойкости образцов с шевронным надрезом без жёстких ограничений на величину пластической деформации перед вершиной трещины и в образце в целом. Таким образом, в качестве основных характеристик трещиностойкости следует рассматривать не только удельную энергию разрушения G , но также и отношение λ_p/λ_e , определяющее относительный вклад пластической деформации в смещение точек приложения нагрузки, не связанный с распространением трещины.

Список литературы

1. Брок Д. Основы механики разрушения. – М: Высшая школа. – 1980.
2. Herzberg R.W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering materials. – John Wiley and Sons, Toronto, NY (1983).

АНАЛИЗ ФИЗИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПО АНАЛОГОВОЙ МОДЕЛИ СВЯЗИ КАСАТЕЛЬНЫХ И НОРМАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Заднепровский Р.П.

Волгоградский архитектурно-строительный университет, Россия

zadnepr@yandex.ru

Рассмотренная ранее [1] аналогия трения скольжения и сдвига (среза) с учетом физического смысла коэффициентов φ_1, φ_2 и силовых потенциалов – касательных и нормальных напряжений растяжения-сжатия, соответственно, τ, σ_p, σ_c дает уравнение связи:

$$\tau = \tau_0 + f_1 \sigma_c + 2 f_2 \sigma_c \sigma_p / (\sigma_c + \sigma_p) \quad (1)$$

Обозначим соотношение $\sigma_p / \sigma_c = \alpha \leq 1$ и соотношение $2/(1+\alpha) = \beta$. Величина $0 \leq \beta \leq 1$. При $\beta f_2 = \operatorname{tg} \varphi_2$ получаем уравнение удобное для графического анализа возможных физических состояний тел:

$$\tau = \tau_0 + \sigma_c \operatorname{tg} \varphi_1 + \sigma_p \operatorname{tg} \varphi_2 \quad (2)$$

Здесь коэффициенты $\alpha, \varphi_{1(2)}$ и соответствующие значения тангенсов углов $\operatorname{tg} \varphi_1 = f_1$ и $\operatorname{tg} \varphi_2 = f_2$ могут рассматриваться как упрощенные параметры физического состояния тел при данном режиме изменения напряжений (скорости и времени нагружения). Физический смысл величины τ_0 определяется наличием потенциальной энергии тел, независящей от внешних сил вследствие реальной неоднородности физических свойств микрообъемов, их дискретности, различной ориентации вектора деформации, а также, возможного действия внешних полей немеханической природы (электромагнитного или радиационного воздействия).

Уравнение (2) содержит пять независимых параметров, имеющих краевые ограничения и преобразуется к виду: $(\tau - \tau_0) / \sigma_c = f_1 + f_2 \beta = f$. Для равнопрочного тела сумма $f \leq 1$, а для изотропного тела, $f_1 + f_2 = 1$. Эксперименты с различными минеральными породами дают значения $f_1 = 0,1-0,8$ (в том числе, для скальных пород – 0,5–0,8). Формально, в области упругого деформирования коэффициент $f = \gamma / \varepsilon(1 + \mu)$, где γ, μ, ε – соответственно, относительные деформации при нормальном и касательном напряжении и коэффициент Пуассона. При изменении реологических констант тел $f = (\tau - \tau_0) / (\sigma + t E \varepsilon^* + \eta \varepsilon^* + \varepsilon \eta^*)$. Здесь η – приведенная вязкость. Положительное значение f_1 соответствует соотношению $2(\tau - \tau_0) / \sigma_{p(c)} > 0$. Для большинства минеральных материалов коэффициент $\alpha = 0,05 - 0,18$ и $\beta = 0,08 - 0,3$. Уравнение связи может учитывать возможность появления критических значений напряжений $\sigma_{кр}$ и деформаций, когда заметным скачком изменяются значения коэффициентов φ, α, f . Графики реальных и гипотетических физических состояний тел, вытекающие из уравнений (1–2) имеют вид кусочно-линейных прямых. Для вариаций с минимально и максимально возможным значением каждого параметра число возможных состояний равно 45, а если учитывать и реологические параметры, то значительно больше.

1. Заднепровский Р.П. Математическое моделирование связи прочностных характеристик тел. Матер. межд. научной конф. «Аграрная наука – основа успешного развития АПК и сохранения экосистем», т.3. Волгоград: ВГАУ, 2012. С. 267-271

МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ НАВОДОРОЖЕННЫХ СПЛОШНЫХ ЦИЛИНДРОВ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ РАСТВОРЕННОГО ВОДОРОДА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Назаров В. В.

Научно-исследовательский институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия

inmec130@mail.ru

Предложена модель ползучести при одноосном растяжении цилиндрических образцов, изготовленных из титановых сплавов и насыщенных до различных концентраций водородом. Процесс ползучести при постоянстве во времени растягивающей силы рассматривается состоящим из двух последовательных стадий — равномерного удлинения и стадии образования шейки. На последней стадии, определяемой по резкому увеличению скорости деформации растяжения, учитывается порообразование. В предположении степенной зависимости скорости деформации растяжения от растягивающего напряжения получены механические соотношения для разрушающего растягивающего напряжения. Расчетные соотношения предложенной модели сопоставлены с экспериментальными данными титанового сплава ВТ5.

С целью исследования влияния водорода на характеристики ползучести титановых сплавов, в качестве объектов исследования были выбраны α - и $(\alpha+\beta)$ - титановые сплавы ВТ5 [1] и ВТ6 [2]. Экспериментальные данные ползучести и длительной прочности получены на предварительно наводороженных сплошных цилиндрических образцах 5/25 мм в условиях одинаковой температуры 600°C и широкого диапазона номинального растягивающего напряжения. При анализе полученных экспериментальных кривых вытяжки установлено, что легирование водородом до концентраций 0.05 и 0.10 % масс. α - и $(\alpha+\beta)$ - титановых сплавов для структуры глобулярного типа в условиях постоянства температуры и растягивающей силы приводит к понижению скорости установившегося участка деформации растяжения и увеличению времени до момента разрыва. Экспериментальные данные, полученные в одинаковых условиях испытаний, свидетельствуют, что концентрация водорода сильнее влияет на характеристики ползучести и длительную прочность α -, нежели $(\alpha+\beta)$ - титанового сплава. Увеличение концентрации водорода до 0.10 % масс. привело к изменению фазового состава титанового сплава ВТ5 (образовалась высокотемпературная β - фаза, оказавшая влияние на характер экспериментальных кривых вытяжки), а также уменьшению в три раза пористости под изломом разорванных образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-08-00528.

Список литературы

1. Назаров В.В. Влияние водорода на ползучесть и разрушение титановых сплавов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. Т.78. №12. 2012. С.59-65.
2. Локощенко А.М., Ильин А.А., Мамонов А.М., Назаров В.В. Экспериментально-теоретическое исследование влияния водорода на ползучесть и длительную прочность титанового сплава ВТ6 // РАН. Металлы. 2008. №2. С.60-66.

ДЕФОРМАЦИИ В РАЗДУВАЕМОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЕ

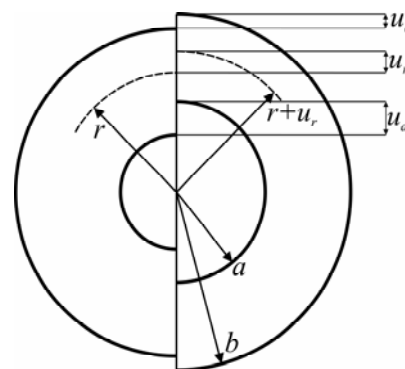
Назаров В. В.

Научно-исследовательский институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия

inmec130@mail.ru

Рассмотрена кинематика плоского деформирования (осевое перемещение $u_z = 0$) при заданном перемещении u_b внешней границы b раздуваемой цилиндрической трубы. Уравнение ползучести не конкретизируется, напряжения σ_θ , σ_z , σ_r не рассматриваются (θ – окружное направление в поперечном сечении, z – перпендикулярное поперечному сечению направление, r – произвольный радиус).

При решении задач пластичности и ползучести для малых деформаций ε_θ и ε_r , в уравнении несжимаемости малого элементарного объема $\varepsilon_\theta + \varepsilon_r = 0$ квадратичное слагаемое $\varepsilon_\theta \varepsilon_r$ принято не учитывать. Вместе с этим, подстановка решения $u_r^{\text{lin}}(r) = bu_b / r$ линейризованного дифференциального уравнения в интегральное условие несжимаемости в перемещениях u_r при $r = a$ приводит к



противоречию $a = b$. Показано, что следует учитывать $\varepsilon_\theta \varepsilon_r$ даже при $\varepsilon_\theta + \varepsilon_r \gg \varepsilon_\theta \varepsilon_r$. В связи с этим, получен пересмотренный вариант зависимости радиального перемещения $u_r(r) = \sqrt{r^2 + u_b^2 + 2bu_b} - r$.

При построении моделей ползучести, материал, как правило, принимается несжимаемым и объем деформируемого твердого тела остается неизменным. В данной работе при определении деформаций $\varepsilon_\theta^\omega$ и ε_r^ω учитывается относительное изменение объема твердого тела $\omega^{\text{int}} = s/s_0 - 1$, где s_0 и s – площади поперечного сечения в недеформированном и деформированном состояниях. Предполагается, что радиальное перемещение в раздуваемой пористой цилиндрической трубе $u_r^\omega(r) = u_r(r) + \rho(r)$, где u_r – перемещение в сплошной среде, ρ – разница перемещений в двух разных задачах при одинаковом граничном перемещении u_b . При определении меры несплошности ω малого объема твердого тела из соображений размерностей считаем $\omega(r) \cdot \varepsilon_\theta(r) = \omega^{\text{int}} \cdot \varepsilon_\theta^{\text{int}}$, где интегрально среднее изменение произвольного радиуса $\varepsilon_\theta^{\text{int}} = \frac{1}{b-a} \int_a^b \varepsilon_\theta(r) dr$. Из определения пористости ω следует соотношение $\omega = \partial \rho / \partial r$, которое устанавливает связь $\varepsilon_r^\omega(r) = \varepsilon_r(r) + \omega(r)$ между радиальными деформациями в пористой среде ε_r^ω и сплошной среде ε_r . Анализ формул показывает, что увеличение относительного интегрального изменения объема твердого тела приводит к уменьшению абсолютных деформаций.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-08-00528.

МЕТОД РАСЧЕТА НОРМАЛЬНЫХ КОМПОНЕНТ ТЕНЗОРА НАПРЯЖЕНИЙ В ДЕФОРМИРУЕМОМ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКОЙ ТВЕРДОМ ТЕЛЕ ПРИ НАЛИЧИИ В НЕМ ОСТАТОЧНОГО НЕКОГЕРЕНТНОГО ДВОЙНИКА

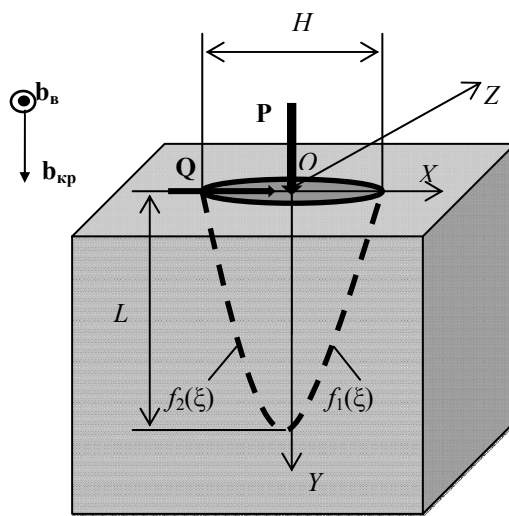
Кротенок Ю. С., Остриков О. М.

Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru

Активную роль в зарождении трещин играет механическое двойникование, которое приводит к концентрации высокого уровня напряжений на границах раздела двойник – материнский материал, создающих благоприятные условия для образования трещин. Механизмы, вызывающие разрушение при двойниковании, в настоящее время выяснены еще недостаточно. Поэтому разработка методов расчета напряженно-деформированного состояния двойникующихся материалов является актуальной.

Целью данной работы явилась разработка метода расчета нормальных компонент тензора напряжений в деформируемом сосредоточенной нагрузкой твердом теле при наличии в нем остаточного двойника с некогерентными границами.

На рисунке схематически представлен клиновидный двойник у деформируемой сосредоточенной нагрузкой поверхности двойникующегося материала. Длина двойника L , а его ширина у устья H . Форма границ двойника в плоскости XOY описывается функциями $f_1(\xi)$ и $f_2(\xi)$. Поверхность упругого полупространства деформируется сосредоточенной нагрузкой в точке O . Нагрузка направлена вдоль оси Y и имеет две составляющие: нормальную P и сдвиговую Q .



Схематичное объемное изображение клиновидного двойника у деформируемой сосредоточенной нагрузкой поверхности твердого тела

Расчет нормальных компонент тензора напряжений велся на основании принципа суперпозиции напряжений, обусловленных нагрузкой и некогерентными границами двойника. Это правомерно в случае неподвижных источников внутренних напряжений, что имеет место в поставленной в данной работе задаче.

ТЕОРИЯ ОСТАТОЧНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ДВОЙНИКОВ С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ ГРАНИЦАМИ, ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИМИ СО СТРУКТУРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ ДВОЙНИКУЮЩИХСЯ МАТЕРИАЛОВ

Остриков О.М.

*УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru*

Экспериментальные основы теории двойникования заложены в первой половине прошлого века Р.И. Гарбером [1], который открыл явление упругого двойникования и получил приоритет на его исследование. В 1948 году И.М. Лифшицем положено начало в создании теории двойникования [2]. Им предложено макроскопическое недислокационное описание процесса двойникования, а совместно с И.В. Обреимовым – разработана атомная теория двойникования [3]. А.М. Косевич, Л.А. Пастур, В.С. Бойко создали исчерпывающую дислокационную теорию тонкого упругого двойника [4, 5]. Большой вклад в обобщении накопленных в первой половине прошлого века результатов экспериментальных и теоретических исследований двойникования внесен М.В. Классен-Неклюдовой [6]. Дальнейшее развитие теория двойникования получила в работах В.М. Финкеля, В.А. Федорова, В.П. и др., которыми обращено особое внимание на роль двойникования в процессе зарождения разрушения [7]. Несмотря на выдающийся вклад в создание теории двойникования, оказывающего существенное влияние на прочностные характеристики твердых тел, все еще имеется широкий спектр требующих математического описания нерешенных вопросов. В частности, в настоящее время требует развития, разработанная в [8], теория остаточного механического двойника. Несмотря на то, что представленная в [8] теория двойникования позволила рассмотреть двойникование на нано- и микромасштабных уровнях, дала метод расчета напряженно-деформированного состояния, обусловленного остаточными механическими нано- и микродвойниками, необходимо рассмотрение взаимодействия двойников с реальной дефектной структурой двойникующегося материала. Это и стало целью данной работы, в которой рассмотрено взаимодействие микро- и нанодвойников с точечными дефектами, дислокациями, двойниками, границами зерен и трещинами.

Список литературы

1. Гарбер Р.И. Механическое двойникование кальцита, III // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1940. – Т. 10, № 3. – С. 354–357.
2. Лифшиц И.М. О макроскопическом описании явления двойникования кристаллов // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1948. – Т. 18, № 12. – С. 1134–1143.
3. Лифшиц И.М., Обреимов И.В. Несколько соображений о двойниковании кальцита // Известия АН СССР. Сер. физическая. – 1948. – Т.12, №2. – С. 65–80.
4. Косевич А.М., Пастур Л.А. О дислокационной модели двойникования // Физика твердого тела. – 1961. – Т.3, №4. – С. 1291–1297.
5. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // Успехи физических наук. – 1971. – Т. 104, № 2. – С. 101–255.
6. Классен-Неклюдова М.В. Механическое двойникование кристаллов. – М.: АН СССР, 1960. – 262 с.
7. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону. – 1990. – 172 с.
8. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2008. – 301 с.

РАЗРАБОТКА МЕТОДА РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ, ОБУСЛОВЛЕННОГО МИКРОДВОЙНИКАМИ В ЗЕРНАХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ, И АНАЛИЗ ОБУСЛОВЛЕННЫХ ДВОЙНИКОВАНИЕМ ПРОЦЕССОВ ЗАРОЖДЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ

Дробышевская Т. В., Остриков О. М.

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого»,
г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru*

В настоящее время в машиностроении широко применяются двойникующиеся материалы, предварительно подвергнутые обработке давлением. Данный факт определяет необходимость разработки метода расчета напряженно-деформированного состояния твердых тел, обусловленного микродвойниками в зернах поликристаллов. Сформированная в зернах в таких твердых телах система микродвойников, которые выступают в качестве концентраторов напряжений, оказывает существенное влияние на физико-механические свойства материала.

Проведение анализа процессов зарождения разрушения и разработка метода расчета напряженно-деформированного состояния твердых тел, обусловленного микродвойниками в зернах поликристаллов, позволит выявить факторы, обуславливающие зарождение разрушения, а также разработать методики по прогнозированию и предотвращению разрушения деталей машин.

Целью данной работы явилось изучение теоретических основ возникновения разрушения деталей машин, обусловленного локацией напряжений на двумерных дефектах кристаллической решетки, а также анализ процесса зарождения разрушения, обусловленного микродвойниками в зернах поликристаллов.

В качестве исходных данных для решения задачи по расчету напряженно-деформированного состояния твердых тел, обусловленного микродвойниками в зернах поликристаллов, в рамках дислокационной модели использовались соотношения для расчета полей напряжений у единичного двойника в зерне поликристалла в приближении непрерывного распределения двойникующих дислокаций на двойниковых границах и полных дислокаций на границах зерен.

В результате рассчитаны и изучены поля смещений, деформаций и напряжений у двойника, находящегося в зерне; изучено напряженно-деформированное состояние в системе «двойник-трещина» в зерне. Исследовано влияние ближайших зерен на формирование напряженно-деформированного состояния, обусловленного единичным двойником в зерне. Выведено условие равновесия и определены равновесные параметры двойника, находящегося в зерне в недеформируемом твердом теле. Изучено напряженно-деформированное состояние в зерне при наличии в нем группы двойников.

Таким образом, разработан метод расчета напряженно-деформированного состояния твердых тел, обусловленного микродвойниками в зернах поликристаллов, и проведен анализ процессов зарождения связанного с двойникованием разрушения. Данный метод может быть использован при изучении проблемы возникновения разрушения в деталях машин, обусловленного локацией напряжений на двумерных дефектах кристаллической решетки.

РОЛЬ МЕХАНИЧЕСКОГО НАНОДВОЙНИКОВАНИЯ В ФОРМИРОВАНИИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗЕРНАХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ РАЗЛИЧНЫМ СХЕМАМ ВНЕШНЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Дробышевская Т. В., Остриков О. М.

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого»,
г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru*

Механическое двойникование играет важную роль в формировании напряженно-деформированного состояния в зернах поликристаллов. Изучение процессов зарождения и развития двойников при различных схемах деформирования твердых тел в настоящее время является весьма важным, так как открывает большие перспективы во многих отраслях техники. Управление процессами зарождения и развития двойников путем корректировки схем деформирования двойникующихся материалов позволит значительно расширить возможности использования материалов, подвергнутых разрушению, обусловленному двойникованием. Практическое освоение технологически перспективных сплавов на основе двойникующихся металлов сдерживается из-за невозможности управления пластической деформацией двойникованием. Кроме того, изучение и анализ процессов, протекающих при зарождении двойников в зернах при различных схемах внешнего деформирования, позволит решать такие прикладные задачи как расчет потоков миграции и распределения примесей в металлах и сплавах, расчет напряжений.

Таким образом, моделирование напряженно-деформированного состояния деталей машин, обусловленного двойникованием, и предотвращение обусловленного им разрушения – весьма актуальная задача во всех отраслях машиностроения.

Целью данного исследования явилось изучение роли механического двойникования в формировании напряженно-деформированного состояния в зернах поликристаллов, подвергнутых различным схемам деформирования, а также разработка практических рекомендаций о режимах обработки материалов для получения напряженно-деформированного состояния, уменьшающего вероятность разрушения.

Для достижения поставленной цели использовалась наномасштабная дислокационная модель. Расчеты напряженно-деформированного состояния сдвойникованных зерен поликристалла проводились для следующих схем деформирования: деформация поверхности путем приложения сосредоточенной или распределенной нагрузки; одноосное сжатие, растяжение и кручение балок и стержней. В результате изучена конфигурация полей напряжений, деформаций и смещений сдвойникованных зерен поликристалла, деформированного внешними нагрузками.

Таким образом, изучена роль механического двойникования в формировании напряженно-деформированного состояния в зернах поликристаллов, подвергнутых различным схемам внешнего деформирования. Полученные результаты могут быть широко использованы при решении прикладных задач расчета напряженно-деформированного состояния деталей машин, подвергнутых механическому двойникованию для поиска путей предотвращения разрушения.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni_2MnGa С ЭФФЕКТОМ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ

Шматок Е. В., Остриков О. М.

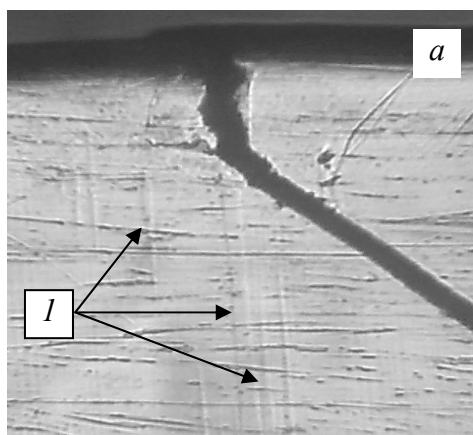
Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru

Одним из важнейших этапов процесса разрушения кристаллических материалов является стадия дислокационного формирования зародышевой трещины. Известно, что ферромагнитный материал Ni_2MnGa с эффектом памяти формы также подвержен разрушению посредством двойникования. В связи с все более широким практическим использованием данных материалов, исследование особенностей их разрушения является актуальной научной задачей.

Целью данной работы стал анализ особенностей процессов разрушения, протекающих в ферромагнитном монокристаллическом сплаве Ni_2MnGa с эффектом запоминания формы.

Монокристаллы Ni_2MnGa получались методом Бриджмена. Призматическая форма задавалась путем вырезания электроискровым способом вдоль заданных кристаллографических направлений. Поверхность монокристалла полировалась. Деформирование образца проводилось посредством приложения одноосных знакопеременных нагрузок.

Исследование особенностей разрушения монокристалла Ni_2MnGa показали, что его разрушение сопровождается двойникованием периферийных областей.



Трещина в плоскости (111) монокристалла Ni_2MnGa (оптическая микроскопия $\times 500$):
a – участки скольжения в плоскости (010); *b* – случай огибания структурной неоднородности

Образование трещины вероятнее всего происходит на участках активного скольжения (см. рисунок *a*, стрелки 1) в плоскости (010). Дальнейшее развитие трещины происходит в плоскости (111) с наибольшим фактором Шмида. Структурные неоднородности, встреченные на пути (см. рисунок *b*) огибаются с образованием следов пластической деформации и полос скольжения.

В результате исследования выявлено, что появление трещины наиболее вероятно в областях пластической деформации двойникованием и скольжением в {010}. Дальнейшее развитие трещины переходит в плоскость с наиболее плотной упаковкой атомов {111}.

ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ПРОСЛОЕК С НЕОДНОРОДНОСТЯМИ СТРУКТУРЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ Ni_2MnGa С ЭФФЕКТОМ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ

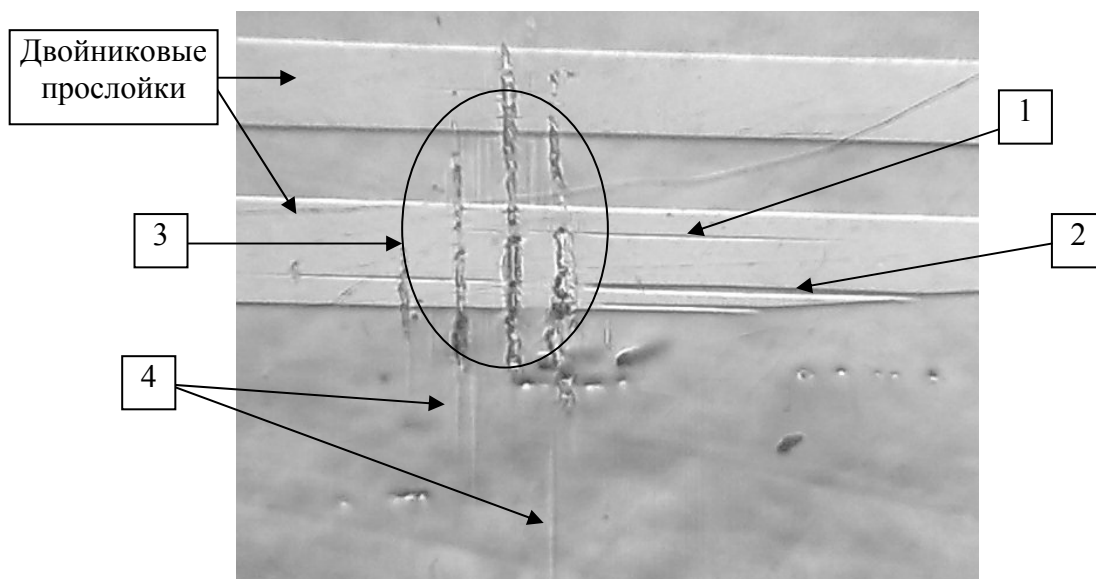
Шматок Е. В., Остриков О. М.

Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru

Исследование вопросов двойникования при решении прикладных задач о прочности кристаллических твердых тел является очень важным научным направлением. В процессе изучения эксплуатационных характеристик материала нового поколения – эти вопросы являются ключевыми.

Целью данной работы явилось изучение особенностей взаимодействия механических двойниковых прослоек с неоднородностями структуры в ферромагнитном монокристалле Ni_2MnGa с эффектом запоминания формы.

На рисунке представлена типичная картина взаимодействия двойниковых прослоек с неоднородностями структуры в монокристалле Ni_2MnGa . В теле нижней прослойки образовались несдвойникованные области (стрелки 1 и 2 на рисунке), которые возникли в результате взаимодействия двойника с включениями в области 3 (см. рисунок).



Двойниковые прослойки, взаимодействующие с неоднородностями структуры в Ni_2MnGa
(оптическая микроскопия $\times 300$)

Область 3 рисунка является концентратором напряжений, релаксация которых прошла путем образования тонких линзовидных двойников (стрелки 4 на рисунке).

Установлено, что при формировании двойниковых прослоек в ферромагнитном материале Ni_2MnGa с эффектом запоминания формы наличие инородных включений, или неоднородностей структуры, приводит к образованию в двойниковой прослойке несдвойникованных областей, которые способны разрывать двойниковую границу (см. рисунок, стрелка 2).

ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ У ВЕРШИНЫ МЕХАНИЧЕСКОГО КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА Ni_2MnGa С ЭФФЕКТОМ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ

Шматок Е. В., Остриков О. М.

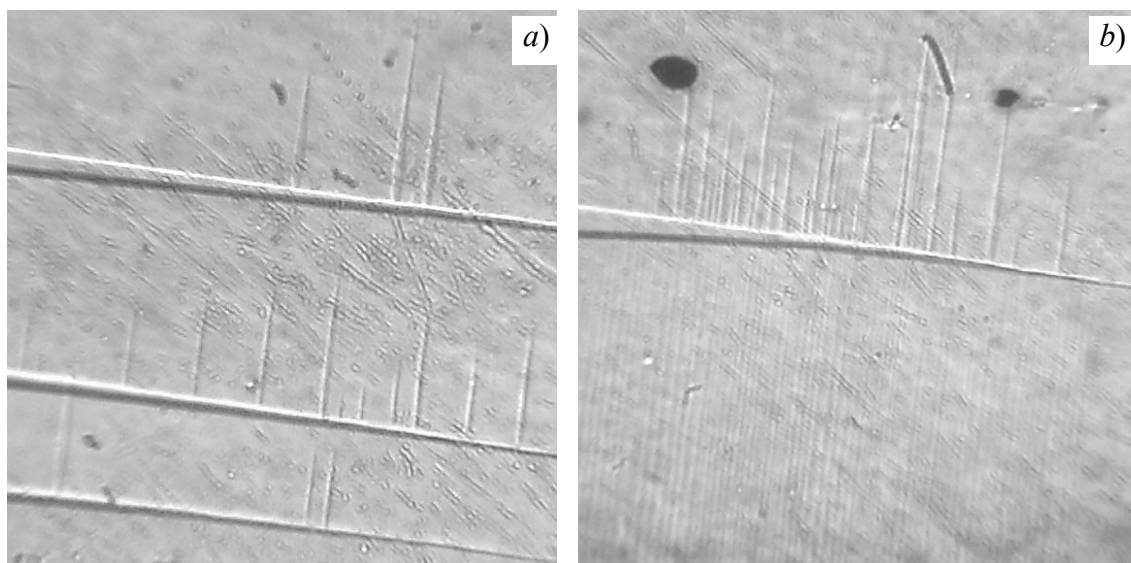
Учреждение образования «Гомельский государственный технический
университет имени П.О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь

omostrikov@mail.ru

Первичная компенсация напряжений в кристаллических структурах преимущественно осуществляется посредством двойникования и скольжения. Анализ вида областей аккомодации в монокристалле Ni_2MnGa позволит судить о склонности данного материала к разрушению.

Целью данной работы явилось рассмотрение особенностей компенсации напряжений у вершин механических остаточных клиновидных двойников в монокристаллическом материале Ni_2MnGa .

При изучении картины релаксации напряжений у вершин клиновидных двойников в ферромагнитном монокристалле Ni_2MnGa с эффектом запоминания формы было обнаружено вторичное двойникование, которое явилось каналом релаксации напряжений у вершины двойника.



Клиновидные двойники в плоскости (100) монокристалла Ni_2MnGa (оптическая микроскопия $\times 300$): а) группа вершин клиновидных двойников и вторичное двойникование; б) единичная вершина двойника и релаксационные двойники в плоскости, перпендикулярной плоскости первичного двойникования

Как видно из рисунка, у вершины клиновидного двойника в Ni_2MnGa напряжения, создаваемые дислокациями на некогерентных границах двойников, имеют величины достаточные для проявления вторичного двойникования, которое предотвращает разрушение монокристалла.

В результате исследования показано, что релаксация напряжений у вершин клиновидных двойников в ферромагнитном монокристалле Ni_2MnGa возможна с образованием вторичных двойников, что препятствует зарождению разрушения.

СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo–C–Cu, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Олесюк О.В.¹, Романов Д.А.¹, Будовских Е.А.¹,
Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Тересов А.Д.^{2,3}

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия*

²*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия*

Композиционные материалы системы Mo–C–Cu обладают стойкостью к электрической эрозии на порядок более высокой по сравнению с электротехнической медью. В последние годы разрабатывается метод электровзрывного напыления (ЭВН) покрытий. Перспективным направлением развития способов ЭВН композиционных материалов является модифицирование этих покрытий высокоинтенсивными электронными пучками.

Исследования поверхности облучения, осуществленные методами СЭМ, показали, что обработка образца электронным пучком во всех режимах приводит к кардинальным преобразованиям поверхности образца. В ней выделяются две области – центральная и периферийная. В центральной области воздействия пучка электронов исчезают микрокапли, микрократеры и микротрещины, описанные ранее, рельеф поверхности выравнивается. Формируется структура, включающая сравнительно гладкие области неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом, и шероховатые области. Импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка поверхности электровзрывных покрытий системы Mo–C–Cu с поверхностной плотностью энергии 40–60 Дж/см², длительностью импульсов 150–200 мкс, количеством импульсов 10–30 имп. приводит к переплавлению поверхностного слоя покрытий толщиной 30–50 мкм и выравниванию его рельефа. При этом общая толщина покрытий составляет 60–80 мкм. На поверхности электронно-пучковой обработки формируется структура, включающая сравнительно гладкие области неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом и шероховатые области. В гладких областях выявляется зеренная структура с размером зерен от 5 до 30 мкм. Внутри зерен выявляется ячеистая структура с размером ячеек 0,5–1,0 мкм. Гладкие области образованы медью. Шероховатые области образованы частицами молибдена с размерами от 0,5 до 5,0 мкм. При этом покрытия содержат молибден и медь в соотношении приблизительно равном 1:1 и упрочнено 5–10 % Mo₂C. Электронно-пучковая обработка покрытий приводит к формированию композиционной наполненной структуры по всему сечению переплавляемого слоя, формированию в нем более дисперсной и однородной структуры по сравнению с нижележащим слоем. Размеры включений молибдена и карбида Mo₂C в медной матрице уменьшаются в 2–5 раз по сравнению с их размерами сразу после электровзрывного напыления и изменяются в пределах от 0,1 до 0,5 мкм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офу_м и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ В СИСТЕМЕ Yb-YbBi₄Se₇

Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Кули-заде Э.С.

*Институт Химических Проблем им. акад. М.Ф.Нагиева Национальной Академии Наук
Азербайджана, Баку, Азербайджан,
chem.@science.az*

Проведенные ранее исследования тройной системы Yb-Bi-Se, по квазибинарным сечениям выявило образование тройных соединений в системах: Bi₂Se₃-Yb₂Se₃; Bi₂Se₃-Yb₄Bi₃; Yb₂Se₃-YbSe состава: YbBiSe₃; Yb₈Bi₁₂Se₉; YbBi₂Se₄, которые образуются по перитектическим реакциям, а соединение YbBi₄Se₇, плавится конгруэнтно при температуре 963 К. Результаты данных исследований наметили возможность получения монокристаллов тройных соединений по раствор-расплавному методу с использованием эвтектик систем в качестве легкоплавких расплавов, что дало возможность рекомендовать их для высокотемпературных бинарных селенидов. Для установления характера координат тройных невариантных равновесий была изучена система Yb-YbBi₄Te₇. Система Yb-YbBi₄Te₇ изучена методами физико-химического анализа: дифференциально-термическим (ДТА), рентгенофазовым (РФА), микроструктурным (МСА), измерением микротвердости и определением плотности. Термограммы снимали на низкочастотном терморегистраторе НТР-75. Дифрактограммы снимали на установке ДРОН-3 в CuK_α-излучении с Ni-фильтром. Микротвердость образцов системы измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузках, выбранных в результате изучения микротвердости каждой фазы. Микроструктурный анализ полированных протравленных [(K₂Gr₂O₇ + конц. H₂SO₄): H₂O = 1:1] шлифов изучали на микроскопе МИМ-7. Для синтеза образцы сплавления в запаянных, предварительных откачанных до остаточного давления 10 Па кварцевых ампулах при 900–1500К. После сплавления проводили гомогенизирующий отжиг в течении 200 ч при 450–800К. По результатам исследования была построена фазовая диаграмма состояния системы Yb-YbBi₄Te₇. Система является неквазибинарным сечением тройной системы Yb-Bi-Se и пересекает два составных треугольника: YbSe-Yb-Yb₄Bi₃ и YbSe-YbBi₄Se₇-Yb₄Bi₃. В первой части системы образование неустойчивых соединений Yb₅Bi₂ и Yb₅Bi₃ отражено изотермическими линиями при 1060 и 1200 К; ж + Yb₄Bi₃ $\rightleftharpoons$ Yb₅Bi₂ + YbSe; ж + Yb₃Bi₂ $\rightleftharpoons$ Yb₅Bi₃ + YbSe. Ликвидус этой части характеризуется ветвями первичной кристаллизации иттербия и моноселенида иттербия – затвердевание сплавов от 0 до 25 мол % YbBi₄Se₇ заканчивается в тройной эвтектике при 900К, где кристаллизуются Yb+YbSe+Yb₅Bi₂. По данным рентгенографического анализа в области концентрации 25–40 мол % совместно кристаллизуются YbSe; Yb₅Bi₂ и Yb₅Bi₃, а на рентгенограммах сплавов содержащих от 40 до 50 мол% YbBi₄Se₇ наблюдаются дифракционные линии YbSe, Yb₅Se₂ и Yb₄Bi₃. На рентгенограмме сплава содержащего 50мол% YbBi₄Se₇ имеются два набора значений межплоскостных расстояний, относящихся к моноселенидам иттербия и висмутида иттербия Yb₄Bi₃, что подтверждает квазибинарность разреза YbSe-Yb₄Bi₃. В точке пересечения протекает реакция: Yb + YbBi₄Se₇ $\rightleftharpoons$ YbSe + Yb₄Bi₃. Вторая часть разреза пересекает вторичную тройную систему YbSe-Yb₄Bi₃-YbBi₄Se₇. в этой части имеется одна эвтектическая и одна перитектическая точка образования соединения YbBi₂Se₄. Соединение YbBi₂Se₄ образуется по четырехфазной перитектической реакции: ж + YbSe $\rightleftharpoons$ YbBi₂Se₄ + Yb₄Bi₃. Ниже эвтектической температуры (800К) совместно кристаллизуются три фазы: Yb₄Bi₃; YbBi₂Se₄ и α (тв. р-ры).

ВНУТРЕННИЕ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ В РЕЛЬСАХ

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Громов В.Е.³, Юрьев А.Б.⁴, Волков К.В.⁴, Морозов К.В.⁴,
Полевой Е.В.⁴, Алсараева К.В.³, Фефилова А.А.³

¹ Научно-исследовательский Томский политехнический университет

² Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск,
yufi@mail2000.ru

³ Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
gromov@physics.sibsiu.ru

⁴ ОАО «ЕВРАЗ – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
г. Новокузнецк, volkov_kv@nkmk.ru

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии ПЭМ выполнен послойный анализ внутренних полей напряжений, формирующихся в рельсах, подвергнутых объемной закалке с последующим отпуском и дифференцированной закалке воздухом.

Установлено, что независимо от режимов объемной и дифференцированной закалки в поверхностном слое образцов толщиной ~10 мм формируется поликристаллическая структура, представленная зернами перлита пластинчатой морфологии (эвтектоидная смесь феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму вытянутых пластинок), зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита сферической, глобулярной и пластинчатой форм (зерна феррито-карбидной смеси) и зернами структурно свободного феррита (зернами феррита, не содержащими в объеме частиц карбидной фазы).

ПЭМ изображения структуры исследуемых образцов рельсов практически всегда (не зависимо от категории рельсов и режима закалки) содержат изгибные контуры экстинкции. Наличие на электронно-микроскопических изображениях изгибных контуров экстинкции указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки данной области материала, а, следовательно, на внутренние дальнodelействующие поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу.

Изгиб кристаллической решетки материала может быть, во-первых, чисто упругим, создаваемым полями напряжений, накопленными из-за несовместности деформации, например, зерен поликристалла, пластичного материала с недеформируемыми частицами. Источниками полей напряжений упругого происхождения, которые возникают в основном при неоднородной деформации материала, являются стыки и границы зерен поликристаллов, дисперсные недеформируемые частицы, в некоторых случаях – трещины. Во-вторых, пластическим, если изгиб создается дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объеме материала, и, в-третьих, упруго-пластическим, когда в материале присутствуют оба источника полей.

Величина внутренних дальнodelействующих полей напряжений зависит от типа концентратора напряжений. Плотность концентраторов напряжений максимальна у поверхности катания, она выше для объемно закаленных рельсов. Наиболее опасными концентраторами напряжений, способными явиться источниками микротрещин при эксплуатации рельсов, являются границы раздела глобулярная частица/матрица, формирующиеся преимущественно в рельсах, подвергнутых объемной закалке.

АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

Данилов В. И., Шаркеев Ю. П., Шляхова Г. В., Ерошенко А.Ю.,
Зуев Л. Б., Орлова Д. В.

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

Исследовалось деформационное поведение ультрамелкозернистых сплавов ВТ1-0 и Э110, полученных теплым трехкратным *abc*-прессованием с понижением температуры в каждом цикле от 500°C до 400°C и последующей теплой многопроходной прокаткой с дорекристаллизационным часовым отжигом при 300°C. Описанный режим позволяет формировать в заготовках цирконий-ниобиевого сплава Э110 и технически чистого титана ВТ1-0 стабильную и однородную ультрамелкозернистую структуру. Достигаемый при этом средний размер структурных элементов составляет $0,17 \pm 0,09$ мкм в титане и $0,30 \pm 0,04$ мкм в циркониевом сплаве.

Сформировавшаяся структура обеспечивает высокий уровень механических свойств. На образцах титана получены: микротвердость 2800 ± 200 МПа, условный предел текучести 450 МПа, временное сопротивление разрушению 1100 МПа и относительное удлинение до разрыва 10%, что соизмеримо с характеристиками титановых сплавов ВТ6 и ВТ16. У образцов ультрамелкозернистого сплава Э110 твердость достигает 2600 МПа, условный предел текучести 365 МПа, временное сопротивление разрушению 830 МПа и относительное удлинение до разрыва 8,5%, то есть его прочность возрастает вдвое по сравнению с исходным состоянием заводской поставки, а пластичность остается на приемлемом уровне. И титан, и циркониевый сплав с таким уровнем механических свойств могут рассматриваться как перспективные материалы для изготовления дентальных имплантатов.

Пластическая деформация обоих материалов протекает локализовано на макроскопическом уровне и имеет автоволновую природу. Общим для них является тот факт, что коллапс автоволны локализованной деформации (стадия предразрушения) развиваются в основном после потери глобальной устойчивости пластического течения. Ярче это явление выражено у ультрамелкозернистого титана, где локальная и глобальная потеря устойчивости пластического течения полностью совпадают. В циркониевом сплаве стадия предразрушения начинается до момента достижения максимального значения деформирующего напряжения. Этим он ближе к деформационному поведению материалов, средний размер зерен в которых больше 1 мкм. Кроме того у циркониевого сплава пространственный период стационарной диссипативной структуры значительно меньше чем у титана. Измельчение микроструктуры обычно приводит к увеличению пространственного периода автоволновой структуры.

Разрушение образцов обоих материалов развивается вязким образом. Место разрушения определяется положением неподвижного высокоаплитудного очага локализации, в котором происходит коллапс автоволны локализованной макродеформации. Поверхность разрушения имеет чашечно-ямочный вид, морфология которых позволяет утверждать, что вязкая трещина проходит по большеугловым границам. В зоне разрушения ультрамелкозернистая структура материалов не претерпевает существенных изменений.

СТРУКТУРА, ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА И ТВЕРДОСТЬ С8 ФАЗЫ

Покропивный А.В., Солонин Ю.М.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича
apokr@ipms.kiev.ua

Матюшенко с соавт. [1] впервые наблюдали новую фазу в 1979 в продуктах конденсации углеродного плазменного потока в вакууме. Диффузионные кольца на образцах электронной дифракции поликристаллической структуры были индексированы в кубической системе с периодом решетки $4.28 \text{ \AA}$ со структурой бсс. Монокристаллы с размерами от $100 \text{ \AA}$ до $3000 \text{ \AA}$ были также индексированы со структурой суперкубана с периодом $4.34 \text{ \AA}$ и пространственной группы $Im\bar{3}$, плотностью 4.1 g/cm^3 . Позже, в 1988, Костадинов и Добрев [2] определили эту новую фазу как тетраэдрическую пространственной группы симметрии $Pn\bar{3}m$.

Нами определена структура этой фазы с помощью сравнения нескольких близких по параметру решетки фаз [3]. Нанокластер этой новой структуры, а именно содалита, изображен на рис.1а, вычисленный методом квантовой химии на уровне теории rhf/6-31g, используя код GAMEES.

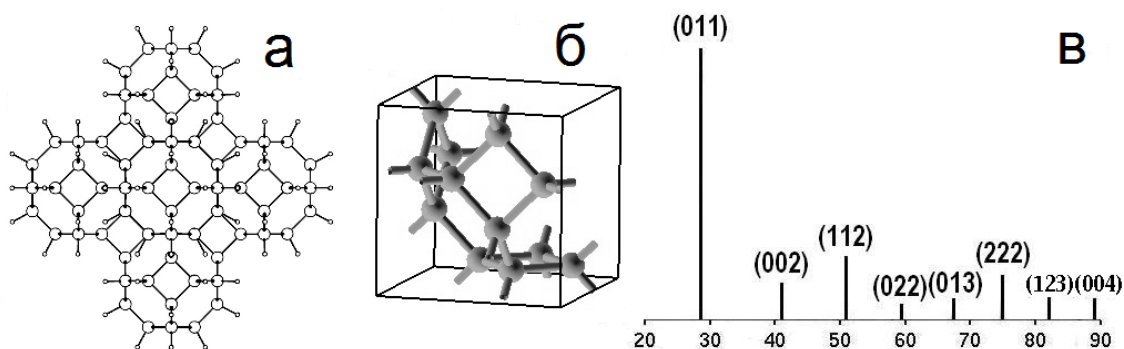


Рис.1. Нанокластер (а), элементарная ячейка (б) и дифракционный спектр (в) содалита.

Электронная структура вычислена с помощью *ab initio* теории функционала плотности методом GGA-PBE, используя код SIESTA. Элементарная ячейка изображена на рис.1,б. Углеродный содалит является наиболее стабильным между другими [3] близкими sp^3 -углеродами с параметром ячейки $4.39 \text{ \AA}$ и шириной щели 2.13 эВ . Твердость вычислена по формуле $120 \cdot \rho^{2/3} / d^{5/2}$, где ρ – плотность, а d – параметр решетки, и равняется 80 ГПа , на 16% меньше чем у алмаза (93 ГПа). Дифракционный спектр (рис.1, в) хорошо согласуется с экспериментальным [2].

Список литературы

1. N. N. Matyushenko, V. E. Strel'nitskii, V. A. Gusev, JETP Lett. **30**, 199 (1979).
2. L. N. Kostadinov, D. D. Dobrev, Phys. Status Solidi A **109**, K85 (1988).
3. A. Pokropivny, S. Volz Phys Stat Solidi B. **249**, 1704 (2012).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ФИЛЬТРАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И МЕМБРАН

Потехина Л.Н., Лобова В.Д.

*Энгельсский технологический институт (филиал) Саратовского государственного
технического университета имени Гагарина Ю.А., Энгельс, Россия,*

larisa_potehina@mail.ru

В настоящее время селективно проницаемые фильтрационные материалы и мембраны находят широкое применение во многих отраслях промышленности. Известно, что сроки службы мембран в значительной степени определяются прочностными характеристиками фильтрационного материала и подложки, на которую он отлит. Методика определения механической прочности образцов основана на их растяжении с определенной скоростью деформирования и на фиксации растягивающей нагрузки, при которой происходит разрушение испытуемого образца. В результате испытаний определялось разрушающее напряжение при растяжении σ_p .

В настоящей работе исследовалась прочность разработанных фильтрационных материалов и мембран в зависимости от различных факторов.

Исследуемые мембраны изготавливались путем отливки полимерных формовочных смесей из диацетата целлюлозы (ДАЦ) на подложки из хлопчатобумажной ткани, лавсана и капрона.

Анализ полученных результатов показал, что повышение концентрации полимера в растворе способствует росту прочности при разрыве. Этот рост можно объяснить повышением плотности упаковки полимерного каркаса с увеличением доли полимера в растворе.

Снабжение фильтрационных материалов несущими подложками, превращающими эти материалы в мембраны, приводит к повышению прочности испытуемых образцов. Установлено, что значение прочности мембран равно сумме значений прочности фильтрационного материала и подложки. Характер зависимости прочности мембраны, как композиционного изделия, от содержания модификатора в полимере остается таким же, как для материала без подложки.

Кроме того, были определены прочностные характеристики для наполненных фильтрационных материалов, содержащих в своем составе теормообработанные отходы обмолота проса. Анализ полученных результатов показывает, что мембранные материалы с твердым наполнителем имеют меньшую прочность при разрыве, чем без наполнителя. Рост концентрации твердого наполнителя в полимере приводит к снижению прочности материала. Уменьшение прочности наполненных мембранных материалов можно объяснить тем, что в композите частицы наполнителя практически не деформируются вместе с полимерной матрицей из-за большой разницы в модулях упругости компонентов. Поэтому в процессе растягивающего деформирования на границе полимер – наполнитель возникают перенапряжения, способствующие появлению трещин в полимерной матрице. Размер этих трещин пропорционален размеру дисперсных частиц, а их количество – числу частиц. От сложения этих двух эффектов зависит результирующий эффект влияния наполнителей на прочность композита.

Учитывая снижение прочности наполненных фильтрационных материалов, в мембранах из этих материалов необходимо применять несущие подложки из более прочных материалов.

УСТАЛОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ Cu–Fe

Пахомов А.В., Соколенко В.И., Диденко С.Ю., Ильченко Н.И.

ИНЦ ХФТИ, Харьков, Украина,
vsokol@kipt.kharkov.ua

Многослойные металлические композиты, архитектура которых включает чередующиеся слои различных металлов с тонкими переходными зонами между ними, характеризуются свойствами, отличными от свойств матричных компонентов. При большой линейной плотности слоев ($n \sim 10^2 \dots 10^3 \text{ мм}^{-1}$) и малой толщине переходной зоны ($\sim 10^{-1} \dots 10^1 \text{ мкм}$) вклад определенного свойства переходной зоны в характеристики композита может быть весьма существенным.

В докладе представлены результаты исследований усталости при испытаниях на знакопеременный консольный изгиб многослойных композитов-микроламинатов системы медь-железо ($n = 11, 100$ и 2700). Композиты были получены методом горячей прокатки в вакууме пары медь М1-сталь 20 [1]. На заключительном этапе изготовления проводились отжиг в вакууме при $T = 750^\circ\text{C}$ в течении 1 ч и деформация холодной прокаткой с обжатием 50%.

На рис.1 приведены кривые Веллера при комнатной температуре для числа циклов нагружения до разрушения $10^4 \leq N \leq 10^7$. Видно, что при $N > 10^5$ цикл. усталостная прочность композитов возрастает с увеличением линейной плотности слоев. Для $N \approx 10^7$ цикл. усталостная прочность композита с $n = 2700$ на $\sim 30\%$ превышает характеристику композита с $n = 11$.

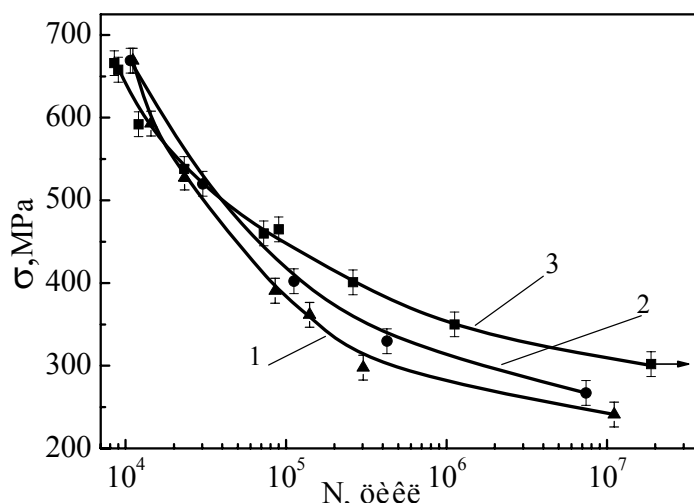


Рис. 1. Кривые Веллера многослойных композитов Cu–Fe:
1) $n = 11$; 2) $n = 100$; 3) $n = 2700$.

Наблюдаемые эффекты связываются с усилением диссипативных процессов при росте плотности межфазных границ и наноструктурированием матричных металлов при уменьшении толщины слоев в композите, что тормозит развитие усталостных повреждений.

1. И.М.Неклюдов, В.А.Белоус, В.Н.Воеводин, С.Ю.Диденко и др. // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (95). 2010, №5, с.89-94.

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КЕРАМИКИ СОСТАВА ZrO_2 –3 мол% Y_2O_3

Даниленко И.А., Константинова Т.Е., Волкова Г.К.,
Бурховецкий В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
г. Донецк, Украина
matscidep@aim.com

Большим ограничением широкого применения керамики является ее низкая вязкость разрушения. В последние 40 лет исследователи керамических материалов стараются улучшить сопротивление распространению трещины в керамике. Пока есть два способа улучшить ситуацию: 1) улучшение структуры материалов – переход к наноструктурным материалам или 2) создание композитных/нанокомпозитных структур - введение включений второй фазы, которые усложняют распространение трещины [1].

При исследовании влияния метода получения порошков и концентрации оксида алюминия на физико-механические свойства керамики состава ZrO_2 –3 мол% Y_2O_3 было обнаружено существенное превышение значений коэффициента трещиностойкости керамики (K_{IC}), полученной из нанопорошков, синтезированных по химической технологии по сравнению с материалом, который был изготовлен по стандартной технологии (рис. 1).

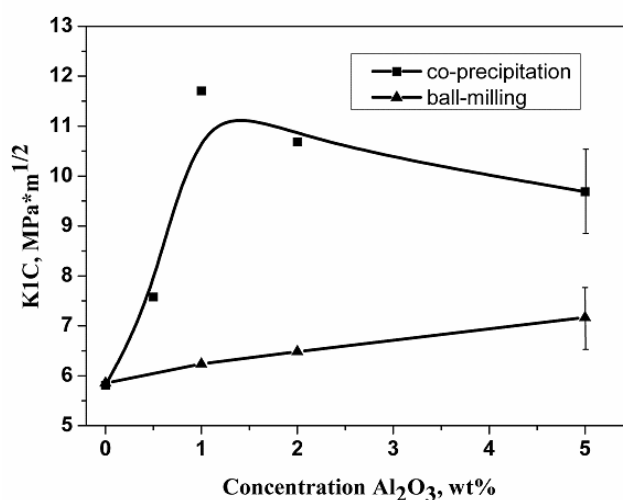


Рис. 1. Зависимость трещиностойкости керамики состава ZrO_2 –3 мол% Y_2O_3 , спеченной при 1500 °C, от метода синтеза порошка и концентрации Al_2O_3

Анализ структуры спеченных керамических материалов показал, что повышение K_{IC} циркониевой керамики с небольшим количеством Al_2O_3 , спеченной из нанопорошков, полученных по химической технологии, обусловлено формированием при спекании многоуровневой системы включений зерен Al_2O_3 , которые в сочетании с обогащением границ зерен ZrO_2 оксидом алюминия позволяют на новом уровне реализоваться механизмам торможения процесса распространения трещины, и увеличивает вязкость разрушения циркониевой керамики.

1. Ritchie R.O. Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids. International Journal of Fracture. – 1999. – V. 100. – P. 55–83.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОДОРОДНОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ МЕТАЛЛОВ С УЧЕТОМ ПОЛЕЙ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ РАЗЛИЧНОЙ ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ

Звягинцева А.В.

Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, Россия

zvygincevaav@mail.ru

В перспективе необходимо разработать такие материалы, которые легко принимали бы и отдавали водород при незначительных изменениях внешних условий. Здесь явно высвечивается возможность управления водородной проницаемостью металлов путем всевозможных структурных изменений. Поскольку при размещении водорода в металлах увеличивается параметр кристаллической решетки, то наиболее эффективным способом управления водородной проницаемостью металлов является использование внутренних напряжений различной физической природы. Внутренние напряжения создают давление в объеме твердого тела и взаимодействуют с атомами водорода. Внутреннее давление описывается соотношением $\sigma_u/3$, где σ_u – первый инвариант тензора внутренних напряжений. К числу наиболее важных типов внутренних напряжений относятся температурные, концентрационные, остаточные, в окрестностях структурных несовершенств металла. В качестве конструктивной схемы рассматривается полый цилиндр (цилиндрическая оболочка). Например, появление концентрационных напряжений обусловлено неоднородным распределением концентрации атомов примеси (изменение параметра кристаллической решетки возможно за счет единичной концентрации атомов примеси) [1]. Его первый инвариант имеет вид:

$$\sigma_u = \frac{2\beta(c_1 - c_2)(1 + \nu)}{(1 - \nu) \ln \frac{R}{r_0}} \left\{ 1 + 2 \ln \frac{r}{R} + \frac{2 \left(\frac{r_0}{R} \right)^2}{1 - \left(\frac{r_0}{R} \right)^2} \ln \frac{r_0}{R} \right\}.$$

где c_1 и c_2 – концентрации атомов примеси на поверхности полого цилиндра ($c_1 > c_2$), $\beta(c_1 - c_2)$ – неоднородная концентрационная деформация. Физический смысл коэффициента β поясним на примере системы Ni–В. Коэффициент показывает изменение объема металла при замещении одного атома Ni, например атомом бором. Концентрационные напряжения оказывают влияние на кинетику диффузии атомов водорода. Это существенно при низких температурах, так как при повышении температуры концентрационная неоднородность «расплывается» и напряжения исчезают. Однако при комнатных температурах неоднородная концентрация примесей замещения остается неизменной и оказывает заметное влияние на диффузию атомов водорода. Это обусловлено тем, что при комнатных температурах коэффициент диффузии атомов водорода в металлах на несколько порядков превышает эту характеристику для примесей замещения и других примесей внедрения. Результаты математического моделирования диффузионных процессов представляет определенный интерес для водородной энергетики, а также для разработки материалов покрытий с целью удержания атомов водорода.

1. Н.М.Власов, А.В.Звягинцева. Математическое моделирование водородной проницаемости металлов /Монография. Воронеж: ВГТУ, 2012. 247 с.

ВОЗМОЖНОСТЬ ДОПИРОВАНИЯ ДЕЙТЕРИЯ В ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ Ni - In КОМПОЗИТЫ

Звягинцева А.В.¹, А.Н. Морозов²

¹Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, Россия

zvygincevaav@mail.ru

²Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт",

г. Харьков, Украина, morozov@kipt.kharkov.ua

Изучение закономерностей взаимодействия водорода с металлами и сплавами в широком диапазоне температур и давлений является важной проблемой в физическом материаловедении, как с научной, так и с прикладной точки зрения. Методом термодесорбционной масс-спектрометрии (ТДС) исследовалась кинетика развития спектра десорбции дейтерия из образцов электрохимической системы Ni–In в зависимости от соотношения компонент и дозы имплантированного дейтерия. Электрохимические системы In–Ni получены методом электролитического осаждения [1]. С целью уменьшения влияния фонового водорода, имеющегося в образцах и в камере мишеней, в экспериментах использовался изотоп водорода – дейтерий, методика эксперимента детально описана в работе [2].

Показано, что структура спектра ТДС дейтерия является функцией имплантационной дозы. При насыщении композита Ni₇₀In₃₀ дейтерием с помощью ионной имплантации при $T \sim 100$ К предельно достижимая концентрация дейтерия ~ 2 ат.Д/ат.Мет, достигается концентрация, соответствующая значению стехиометрического соотношения в гидриде Мет.Д₂. При низких дозах имплантированного дейтерия в спектре присутствует один пик с температурой максимума ~ 530 К. Такой вид спектра сохраняется вплоть до дозы 3×10^{17} ат.Д/см². Повышение дозы приводит к появлению нового низкотемпературного пика с температурой максимума ~ 420 К. Наличие пика при низких имплантационных дозах обусловлено образованием фазового состояния твердого раствора дейтерия в композите Ni₇₀In₃₀, температура распада которого ~ 530 К. Низкотемпературная область десорбции, по-видимому, свидетельствует об образовании гидрида, распад которого начинается при комнатной температуре. Рост концентрации дейтерия приводит к образованию как твердого раствора дейтерия в композите Ni₇₀In₃₀ температура распада которого в вакууме ~ 530 К, так и гидрида температура распада которого ~ 350 К. Согласно диаграмме фазового состояния системы In–Ni для композитов состава Ni₇₀In₃₀ характерно наличие близких по составу химических соединений Ni₃In и Ni₂In. Тем не менее, в нашем случае, судя по спектрам термодесорбции характерно однофазное состояние с наличием значительных деформационных напряжений. Этому способствует существенное различие в размерах атомов компонент в образцах $R_{\text{In}}/R_{\text{Ni}} \cong 1.3$ ($R_{\text{Ni}} \cong 0.125$ nm; $R_{\text{In}} \cong 0.163$ nm).

1. Звягинцева А.В. Электроосаждение покрытий никель – индий из сульфатно-хлоридного электролита /А.В. Звягинцева, А.И. Фаличева. Гальванотехника и обработка поверхности. – М., 1994. – т. 3 - №5 - 6. С. 47 - 51.
2. A.V.Zvyginceva, O.M. Morozov, V.I. Zhurba, V.O. Prokolaieva. Effects of Deuterium Concentration on Deuterium Desorption Temperature Range from Ni - In Composites. Scientific Journal. Proceedings of the international conference. nanomaterials: applications and properties. Vol. 2 No 1, 01NTF37(3pp) (2013).

ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Босин М.Е., Омельченко Н.В.

Гуманитарно-педагогическая академия, г.Харьков, Украина

bosin@yandex.ru

Объектами исследования были монокристаллические образцы цинка чистой 99,98%, форма: прямоугольные призмы $5 \times 5 \times 12 \text{ мм}^3$. Исходная плотность дислокаций: базисных $(\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle)$ – не превышала 10^5 см^{-2} , пирамидальных $(\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}0 \rangle)$ – $10^3 \div 10^7 \text{ см}^{-2}$. Ось образца была перпендикулярна пл. (0001) . К торцевой грани образца приклеивали полусферический пирексовый наконечник, предохраняющий образец от сминания. С помощью установки, основанной на принципе действия подводного ружья, образец выстреливался в массивную стальную наковальню. Расчёт величины напряжения и длительности импульса при соударении проводился по формулам теории упругости. Длительность импульса не превышала 10^{-5} с . Дислокационная структура исследовалась методом избирательного химического травления. Деформация осуществлялась преимущественно двойникованием $(\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle)$. Измерения ширины двойников проводились на плоскости призмы $(1\bar{1}00)$. Величина напряжения при соударении была $\sim 40 \text{ МПа}$.

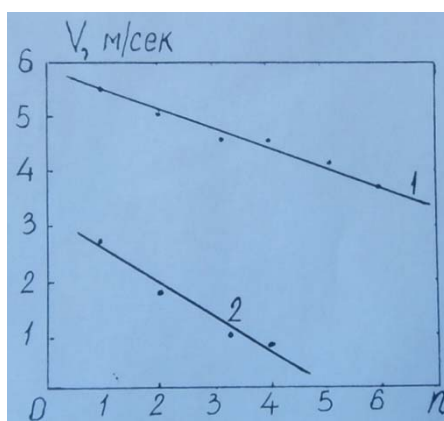


Рис.1.

- 1 – $\rho_p = 10^3 \text{ см}^{-2}$
- 2 – $\rho_p = 10^7 \text{ см}^{-2}$

На рис.1 приведены зависимости скорости расширения двойниковой прослойки от числа циклов ударных нагружений, полученные при различной исходной плотности пирамидальных дислокаций. Видно, что зависимости $V(n)$ во всём исследованном интервале циклирования линейные. На пл. (0001) , куда выходят винтовые компоненты двойникующих дислокаций, границы остаются когерентными. На пл. $(1\bar{1}00)$, куда выходят краевые компоненты, степень некогерентности двойниковых границ возрастает с

числом циклов повторных нагружений: линейная плотность двойникующих дислокаций изменяется в пределах $10^4 \div 5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$. Однако увеличением степени некогерентности невозможно объяснить наблюдае-

мое изменение скорости двойникования. Об этом свидетельствуют эксперименты по раздвойникованию образцов. Наблюдаемые зависимости $V(n)$ могут быть связаны с протеканием реакции взаимодействия двух двойникующих и одной пирамидальной дислокаций с образованием двух базисных дислокаций:

$$\frac{1}{3} [\bar{2}113]_{4,46}^{(2\bar{1}12)} + \frac{\left(\frac{c}{a}\right)^2 - 3}{\frac{c}{a} + 3} \cdot [\bar{0}1\bar{1}1]_{0,03}^{(0\bar{1}12)} \rightarrow \frac{2}{3} [\bar{1}\bar{1}20]_{4,0}^{(0001)}$$

Оценки показывают, что частота действующих напряжений и собственная частота колебаний дислокационных сегментов близки, что свидетельствует о возможности резонансного взаимодействия.

ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Fe–Cr–B НА ИЗМЕНЕНИЕ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Пермякова И.Е., Глезер А.М., Шурыгина Н.А.

ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», ИМФМ, Москва, Россия
inga_perm@mail.ru

Аморфные сплавы (АС) на основе системы Fe–Cr–B, полученные закалкой из расплава, обладают уникальным комплексом прочностных, магнитных и коррозионно-стойких свойств, по которым они в большинстве случаев превосходят кристаллические аналоги. Несмотря на интенсивные исследования последних лет, направленных на установление взаимосвязи структуры и физико-механических свойств АС этой системы, многие проблемы до сих пор остаются открытыми. В особой степени это относится к исследованиям особенностей кристаллизации аморфного состояния в процессе термической обработки и природы наблюдающегося при этом явления упрочнения и разупрочнения АС.

Целью настоящей работы являлось детальное исследование влияния температурно-временных параметров кристаллизации высокопрочных АС системы Fe–Cr–B на изменение их механических характеристик.

Методами ПЭМ и РСА изучена кинетика кристаллизации и влияние структурных параметров выделяющейся кристаллической фазы на изменение микротвёрдости сплавов Fe₇₀Cr₁₅B₁₅.

Показано, что в сплаве Fe₇₀Cr₁₅B₁₅ реализуется эвтектический механизм кристаллизации, который протекает в интервале температур 460–510°C. Формирующиеся кристаллы с эвтектической фазой представляют собой бочкообразные глобулы, состоящие из чередующихся нанопластин толщиной 44 нм и 28 нм соответственно борида железа Fe₃B и α-(ОЦК)-твёрдого раствора Fe–Cr в соотношении 3:1.

Установлено, что значения микротвёрдости сплава Fe₇₀Cr₁₅B₁₅ линейно увеличиваются по мере увеличения объёмной доли V_v^3 частиц эвтектической фазы. Показано, что основной причиной этого является различие модулей упругости аморфной матрицы и выделяющихся частиц эвтектической фазы («модульный» фактор упрочнения).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты: «а» № 14-02-00075, «мол_а» 14-02-31284).

АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ МНОГОЭЛЕМЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО – ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ

¹Береснев В.М., ¹Торяник И.Н., ³Соболь О.В., ²Андреев А.А. ²Сердюк И.В.,
¹Немченко У.С.

¹ Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Харьков, Украина

² Национальный научный центр «ХФТИ» НАН Украины, Харьков, Украина

³ Национальный технический университет «ХПИ», Харьков, Украина,

beresnev-scpt@yandex.ru

В работе изучались процессы разрушения покрытий, полученных путём испарения высокоэнтропийных сплавов. Образцами являлись цилиндры из стали Х18Н10Т диаметром 30,0 мм и высотой 5,0 мм, на полированную поверхность которых методом

вакуумно-дугового осаждения наносились покрытия (TiAlZrNbY)N; (TiZrHfVNbTa)N. Толщина покрытий составила ~ 7,5 мкм. Изучение механических характеристик (твердости) слоев покрытий проводилась на твердомере ДМ-8. С целью снижения влияния капельной составляющей (шероховатости) и для более точного измерения твердости покрытия после осаждения полировались. Твердость покрытий (TiZrHfVNbTa)N составила $HV_{0,2} = 51,1$ ГПа, а покрытий (TiAlZrNbY)N - $HV_{0,2} = 49,0$ ГПа. Для определения адгезионной/когезионной прочности покрытий, стойкости к царапанию и механизма разрушения использовался скретч-тестер Revetest (CSM Instruments).

В таблице 1 приведены результаты испытаний образцов с покрытиями (TiAlZrNbY)N; (TiZrHfVNbTa)N в сравнении с покрытием TiN.

Таблица 1. Сравнительные результаты адгезионных испытаний покрытий

Критические нагрузки, Н	(TiAlZrNbY)N	(TiZrHfVNbTa)N	TiN
L_{C1} – появление первой шевронной трещины	19,89	11,8	21,31
L_{C2} – момент появления шевронных трещин	27,62	20,93	30,91
L_{C3} – разрушение носит когезионно-адгезионный характер	36,43	30,35	40,28
L_{C4} – пластичное истирание покрытия до подложки	66,24	66,77	48,84

Сравнительный анализ полученных конденсатов свидетельствует, что покрытия при царапании истираются, но не отслаиваются, то есть разрушаются по когезионному механизму, связанному с пластической деформацией и образованием усталостных трещин в материале покрытия.

1. Azarenkov N.A., Sobol O.V., Beresnev V.M., Pogrebnyak A.D., Kolesnikov D.A., Turbin P.V., Toryanik I.N. Vacuum-plasma coatings based on multicomponent nitrides // Metal physics and modern technologies. 2013, vol. 35, No. 8, p. 1001-1024.

ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ КРИСТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ

Марченко И.Г., Неклюдов И.М., Пархоменко А.А.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
Харьков, Украина
march@kipt.kharkov.ua

Проведенные в ННЦ ХФТИ в 60–70х годах прошлого столетия эксперименты, описанные в монографии [1] показали, что приложение ультразвуковых (УЗ) колебаний к растягиваемому образцу приводит к заметному изменению всех параметров кривой деформации. В то же время физические механизмы этого явления до настоящего времени до конца не выяснены.

В работе рассмотрена с новых позиций модель термоактивированного движения дислокаций в периодическом потенциале под воздействием внешней силы. Общий ансамбль дислокаций разбивается на локализованные дислокации, которые, совершая колебания, могут переходить из одного устойчивого положения в кристаллической ре-

шетке в другое, и так называемые “надбарьерные” дислокации, движущиеся в материале над барьером Пайерлса со значительными скоростями.

Ранее в работе [2] было показано, что задача движения в периодическом потенциале для систем с малой диссипацией энергии может быть сведена к случаю перемещаемого движения в пространстве скоростей с двухъямным потенциалом. В таких системах возможно возникновение так называемого явления стохастического резонанса. Это явление заключается в значительном ускорении переходов между двумя стабильными состояниями при воздействии малой периодической нагрузки [3]. Таким образом, при воздействии на систему находящуюся в напряженном состоянии, внешней периодической нагрузки малой амплитуды, возможно значительно увеличение скорости пластической деформации.

В работе проведено численное моделирование движения дислокаций, описываемое стохастическими уравнениями Ланжевена. Рассмотрен случай одномерного недомпфированного движения частиц в пространственно-периодическом потенциале.

На основании результатов компьютерного моделирования показано, что скорость пластической деформации может быть увеличена в разы приложением дополнительно к статической, внешней периодической нагрузки. Установлена связь величины эффекта с амплитудой и частотой внешнего воздействия. Вместо интуитивно ожидаемого увеличения скорости пластической деформации на собственной частоте колебаний дислокаций, обнаружен значительно больший эффект при существенно меньших частотах. Это позволяет надеяться на физическое объяснение явления ультразвуковой обработки материалов.

1. Гиндин И.А., Неклюдов И.М. Физика программного упрочнения.- К: Наук. думка, 1979.- 184 с.
2. Marchenko I.G., Marchenko I.I., Zhiglo A.V. Europ. Phys. Journ. B.- 2014.- V. 87.- P.10 (7 pp.).
3. Gammaitoni L., Hänggi P., Jung P., Marchesoni F. // Rev. Mod. Phys.- 2009. Vol. 81. - P. 337-442.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО НА МНОГОКАМЕРНОЙ ДЕТОНАЦИОННОЙ УСТАНОВКЕ

**Прозорова М. С., Ковалева М. Г., Арсенок М. Ю., Павленко И. А.,
Докалов В. С., Мамунин К. Н.**

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород, Россия,
prozorova@bsu.edu.ru*

Титан и его сплавы широко используются в аэрокосмической промышленности и для механического применения из-за отличного сочетания высокой удельной прочности, которая сохраняется при повышенных температурах, высокой устойчивости к разрушению и хорошей коррозионной стойкости [1].

В связи с высокими физико-механическими свойствами титана и его соединений, представляет интерес нанесение покрытий на основе титана на поверхности деталей из алюминия.

В данной работе покрытие на основе титана (толщина 350 мкм) наносили с помощью многокамерной детонационной установки (МКДУ) [2]. Для нанесения покрытия использовали порошок титана Grade 1 0-45 μm (Raymor Industries Inc). В качестве подложки был использован алюминиевый сплав АД31 (6060, 6063). Исследование микро-структуры, элементного и фазового состава проводили на электронно-ионном микроскопе Quanta 600 FEG и дифрактометре Regaku Ulitima IV. Пористость покрытия определяли с помощью оптического инвертированного микроскопа Olympus GX51. Измерение микротвердости было проведено с помощью микро-твердомера DM-8B по Виккерсу при нагрузке 50 г.

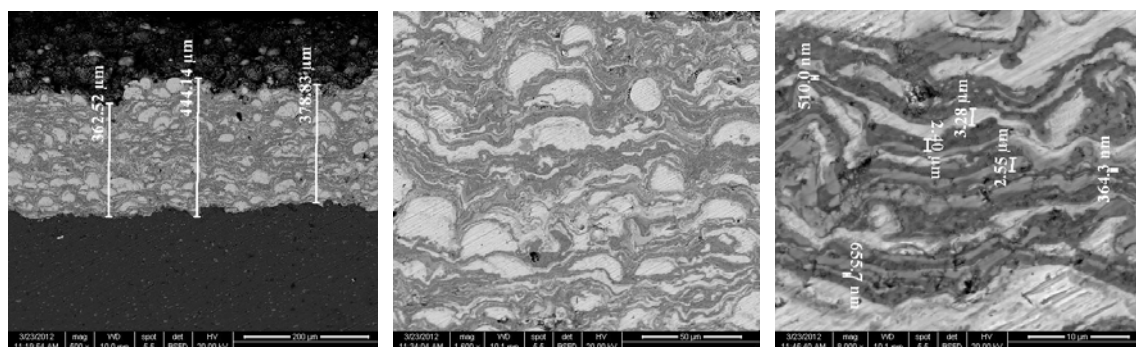


Рис. 1. Микроструктура поперечного шлифа образца с покрытием

Было установлено, что на поверхности образца образуется плотный слой (пористость 0.92%) из ламелей и деформированных в процессе столкновения с поверхностью подложки частиц титана (рис. 1). Фазовый состав покрытия характеризуется наличием фазы чистого титана и окислов TiO , Ti_2O_3 и Ti_3O_5 . Образование оксидных фаз в покрытии обусловлено содержанием кислорода в газовой смеси и его взаимодействием с порошком титана в процессе напыления. Наличие в составе покрытия оксидов Ti_2O_3 (стойкость в кислой среде) и Ti_3O_5 (стойкость в щелочной среде), способствует увеличению коррозионной стойкости покрытия. Твердость покрытий составила $920 \pm 25 \text{ HV}_{0.05}$ что в 7 раз выше, чем твердость материала подложки $129 \pm 8 \text{ HV}_{0.05}$. Наличие широкого диапазона полученных значений твердости покрытия обусловлено его различным фазовым составом и пористостью.

Работа выполнена в рамках Гранта Президента РФ МК-215.2013.8.

Список литературы

1. E. Bemporad, M. Sebastiania, D.De Felicis, F. Carassitia, R. Valle, F. Casadei // Thin Solid Films, 2005, doi:10.1016/j.tsf.2005.12.058.
2. Kovaleva M., Tyurin Yu., Vasilik N., Kolisnichenko O., Prozorova M., Arseenko M. // Surf. Coat. Technol., 2013, 232, P. 719-725.

EFFECT OF THE LOW TEMPERATURE ECAP ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM

A.V. Podolskiy^a, E.D. Tabachnikova^a, I.A. Psaruk^a, R. Lapovok^b, H.P. Ng^b

^a*B. Verkin Institute for Low Temperature Physics & Engineering, NASU,
Kharkov, Ukraine*

^b*CAHM, Materials Engineering Department, Monash University, Clayton, Vic, Australia*
[^apodolskiy@ilt.kharkov.ua](mailto:podolskiy@ilt.kharkov.ua)

Samples of Titanium Grade 2 have been deformed by one, two and three passes of equal channel angular pressing (ECAP) at temperatures 77, 300 and 575 K. 1 and 2 passes of ECAP allows to produce the fine grained structural states of Ti, whose matrix contains a considerable portion of large grains, ECAP at 575 and 300 K gives rather equiaxed grains with clear grain boundaries due to action of the dynamic recovery, while ECAP at 77 K leads to diffuse and obscure grain boundaries, to low level of grain fragmentation, high density of dislocations and deformation twins. 3 passes of ECAP gives more uniform microstructure with smaller average grain sizes, wherein difference in microstructure of samples after ECAP at 575, 300 and 77 K becomes less apparent.

Mechanical properties for all structural states of Ti have been studied by microhardness measurements at 300 K, and uniaxial compression at temperatures 300, 170, 77 and 4.2 K. Higher levels of ECAP deformation (more passes of ECAP) lead to higher values of strength and hardness at all studied temperatures. Decrease of ECAP temperature leads to increase of strength characteristics in all cases. Most high-strength structural state is achieved by 3 passes of ECAP at 77 K and it gives yield strength of 0.9 GPa at 300 K and 1.7 GPa at 4.2 K. The yield stress is increased for all studied structural states by about 70-90 % when temperature of compression decreased from room temperature to 4.2 K indicating the thermoactivated type of plastic deformation. The ECAP-processed Ti samples exhibited a plastic strain ~ 15 % under compression at 4.2 K, compared to over 25% for samples tested at 300, 170 and 77 K. The results are discussed with respect to the microstructures and compared with the initial coarse-grained Ti counterparts.

LOW TEMPERATURE MECHANICAL PROPERTIES OF THE NANOSTRUCTURED COBALT PROCESSED BY HIGH PRESSURE TORSION AT 300 AND 77 K

A.V. Podolskiy^a, E.D. Tabachnikova^a, D. Geist^b, E. Schafler^b, M.J. Zehetbauer^b

^a*B. Verkin Institute for Low Temperature Physics & Engineering, NASU,
Kharkov, Ukraine*

^b*Physics of Nanostructured Materials, Faculty of Physics, University of Vienna,
Wien, Austria*

[^apodolskiy@ilt.kharkov.ua](mailto:podolskiy@ilt.kharkov.ua)

Several nanostructured states of high purity cobalt were achieved by high pressure torsion (HPT) at pressures of 4 and 8 GPa and temperatures of 300 and 77 K. HPT at 300 K led to an average grain size of 100 nm, while HPT at 77 K gave an average grain size of 70 nm due to lower dynamic recovery at cryogenic temperature. Annealing of the HPT-nanostructured Co at 425 K for 3 h induced a decrease of defects quantity in grains without marked change of grain sizes, while annealing at 575 K led to significant grain growth.

Annealing at 875 K led to a transformation of hcp Co to fcc phase and – as revealed by XRD and TEM, to a two-phase structural state after cooling to ambient temperature. The crystallographic textures measured demonstrate that during HPT processing preferably basal dislocations must have been active.

Mechanical properties of nanostructured Co were studied by microhardness measurements at 300 K, and uniaxial compression at temperatures 300, 77 and 4.2 K. The yield strength of nanostructured Co HPT-processed at 300 K is about 2 times larger than that of initial coarse grained Co with all deformation temperatures. Due to smaller grain sizes, HPT at 77 K resulted in an additional increase of strength of about 20% regardless of the deformation temperature, although considerable plasticity was registered for all nanostructured states and deformation temperatures.

ИЗМЕРЕНИЕ ПОРИСТОСТИ ИСКОПАЕМЫХ УГЛЕЙ НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ ПРЕССОВАНИЯ НАНОПОРОШКОВЫХ И ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Василенко Т. А., Кириллов А. К., Слюсарев В. В.

Институт физики горных процессов НАНУ, Донецк, Украина
tvasilenko@mail.ru

Обсуждается возможность применения модели уплотнения пористых и порошковых материалов к процессу одноосного деформирования образцов углей. Экспериментальные данные получены для цилиндрических образцов при максимальном нагружении 1.25 ГПа. Данная модель применима к пористым материалам, имеющим неоднородную структуру матрицы [1], к которым относится ископаемый уголь.

Для каждой стадии уплотнения определены коэффициенты внутреннего трения α и сдвигового сцепления K , которые являются коэффициентами линейных уравнений вида

$y = \alpha_i + K_i x$, где $x = \frac{1}{P}$, $y = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\sqrt{1-\rho}}{\rho^2}$, ρ – относительная плотность, нормированная

на предельную плотность ρ_k , при которой относительная пористость $\theta = 0$.

Показано, что изменение коэффициентов внутреннего трения и сдвигового сцепления характеризует последовательность механизмов деформации образцов и дает возможность определить их пористость на различных этапах нагружения [2]. Рассматриваются степенная и экспоненциальная аппроксимации зависимости пористости от давления. Полная пористость угольных образцов варьируется в пределах (10 – 40)%.

Список литературы

1. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Эфрос Б.М., Физическая механика гидростатической обработки материалов, изд.-во Донецк. Физ.-техн. ин-та им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, 2000.
2. Кириллов А.К., Слюсарев В.В. Исследование процесса уплотнения ископаемых углей при деформировании образцов в камере высокого давления // Физика и техника высоких давлений. - 2006, № 3.- С.137-143.

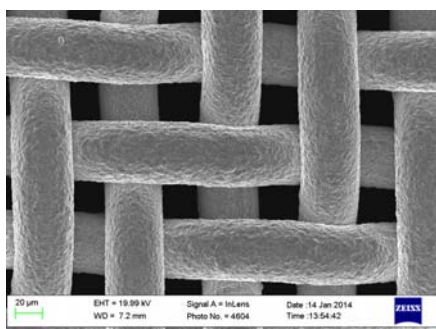
СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ МЕДНЫХ ПОКРЫТИЙ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Грызунова Н.Н., Мальцев А.В., Тюрков М.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М.

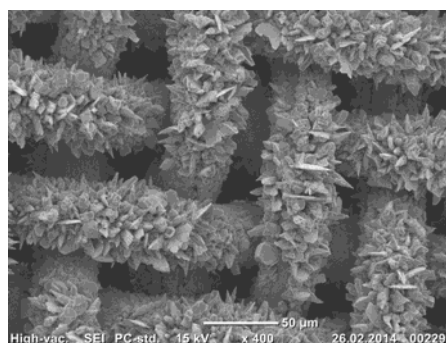
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
gryzunova@tltsu.ru

Перспективными являются катализаторы на основе меди, нанесенные на сетчатые носители и обладающие весьма развитой поверхностью в частности, в виде нановискерных структур из оксида меди (II) [1-2]. В данной работе предлагается другой способ получения материалов с развитой поверхностью на основе меди.

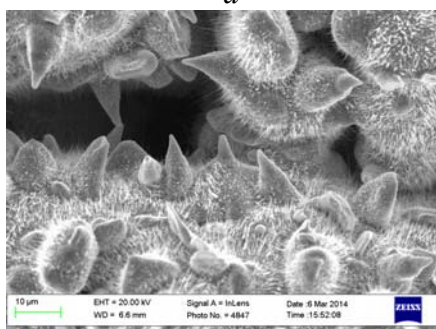
Показано, что активация катода инертными частицами (например, оксидом кремния и (или) оксидом алюминия) в процессе электрокристаллизации меди из сернокислых электролитов позволяет получать более развитую поверхность медных покрытий. В экспериментах содержание активатора составляло (1 – 2)% от общего объема сернокислого электролита. Электроосаждение меди проводилось на сетчатом носителе (нержавеющая сетка) при одном режиме осаждения с использованием активатора в виде инертных частиц и без него (рис. 1 а, б). В результате активации медный осадок на сетчатом носителе приобрел весьма развитую поверхность (рис.1 б) при этом, инертные частицы активатора в медное покрытие не включаются. Затем носитель с медными кристаллами (рис. 1б) подвергли термообработке при температуре 400 С° в течение 4 часов, в результате чего на поверхности медного осадка сформировалась нановискерная структура (рис.1 в, г).



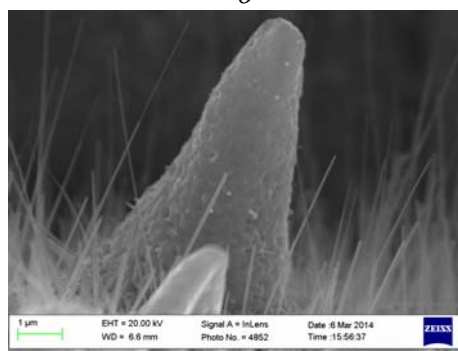
а



б



в



г

Рис. 1. Сетчатый носитель с электролитическим медным осадком: (а) осаждение в электролите без активации катода; (б) осаждение в электролите с активацией катода; (в и г) – электроосаждение в электролите с активацией катода и после термообработки

Исследование морфологии образцов показали, что в процессе отжига на поверхности кристаллов меди происходило массовое образование вискерной структуры длиной до 15 мкм и толщиной 80–120 нм, что позволило увеличить удельную поверхность покрытия еще

в несколько раз. Проведенный микрорентгеноспектральный анализ показал, что в процессе термообработки, на поверхности кристаллов меди образовался пористый слой Cu_2O , на котором растут вис커сы из CuO (рис. 1 в-г). Таким образом, активация инертными частицами катода, способствует формированию дефектной структуры кристаллов медного осадка растущего на катоде, которая является причиной интенсивного роста вискеро́в.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.B25.31.0011.

Список литературы

1. Викарчук А.А., Дорогов М.В. Особенности эволюции структуры и морфологии поверхности икосаэдрических частиц меди в процессе отжига // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2013. Т. 97. № 9-10. С. 682-686.
2. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В. Комбинированная методика получения нанопористого материала на основе металла // Материаловедение. – 2011. - №8. – С.48-51.

МОЛЕКУЛЯРНЫХ ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАТОНКИХ СПЛАВА Ni_3Fe

Старостенков М.Д.¹, Айш М.М.^{1,2},

¹ *Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул, Россия,*

² *Менуфиа университет, Египет*

mohamedeash2@yahoo.com

Для трехмерного моделирования молекулярной динамики сплава Ni_3Fe , был применен Потенциал Морзе. Инициализируется блок в виде прямоугольного параллелепипеда с основанием в виде квадрата в плоскости $\{001\}$, высота соответствует направлению $\langle 001 \rangle$. К расчетному блоку кристалла прикладываются свободные граничные условия в направлениях $\langle 100 \rangle, \langle 010 \rangle$ и жесткие в направлении $\langle 001 \rangle$. В качестве объекта исследования были использованы различные сплава Ni_3Fe . Структура сплава представляет собой (ГЦК) ячейку. Компьютерный эксперимент выполняется при температуре, соответствующей 300К. Методом молекулярной динамики исследуются атомные механизмы структурной перестройки монокристалла интерметаллида сплава Ni_3Fe происходящие при приложении одноосного растягивающего напряжения со скоростью 20 м/с.

О ПРИРОДЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В ДЕФОРМИРУЕМОМ Nb-Ti СПЛАВЕ

Константинова Т.Е., Белошенко В.А., Глазунова В.А.

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина,
matscidep@aim.com*

Несмотря на многочисленные работы последних лет, посвященные структурным изменениям при интенсивной пластической деформации металлических сплавов, механизмы пластической деформации и дефекты, обеспечивающие их реализацию, остаются предметом обсуждения ученых, работающих в этой области. В особенности это относится к сложнолегированным и многофазным сплавам. В работе на примере Nb-Ti сплава (Nb-60%Ti) рассмотрены структурные изменения, происходящие при его деформации гидроэкструзией ($\epsilon = 2,2$) и методом равноканального многоуглового пресования (РКМУП), которое проводилось путем многоцикловых проходов, что соответствовало значениям истинной деформации от 3,28 до 26,24 (от 4 до 32 циклов). Использование интенсивной деформации в сочетании с волочением и отжигом показало существенное повышение прочности и сверхпроводящих свойств сплава [1]. Для исследования структуры сплава использовались трансмиссионная электронная микроскопия, высокоразрешающая электронная микроскопия и растровая электронная микроскопия с микроанализом.

Деформация РКМУП приводит к реализации сменяющих друг друга процессов, а именно, к возникновению значительных дисторсий межплоскостных расстояний, появлению областей непрерывной разориентации кристаллических плоскостей, фрагментации зерен и рекристаллизации структуры. Деформация гидроэкструзией более эффективно интенсифицирует процессы фрагментации сплава. При исследовании с помощью высокоразрешающей трансмиссионной электронной микроскопии на фоне областей с изгибами кристаллических плоскостей – диспланаций [2] обнаруживается ряд новых, ранее не описанных, мезодефектов: волнообразные возмущения кристаллической решетки, одиночные и множественные сдвиги кристаллических плоскостей (кинки), сотовые структуры, фрагменты, захватывающие 3–10 межплоскостных расстояний и сложные структурные неоднородности, несовпадающие с традиционными представлениями о дислокационных дефектах.

Возникновение этих дефектов, как показали наши исследования, связано с неоднородностью химического состава Nb-Ti сплава, получаемого дуговой плавкой с последующим деформированием слитков осадкой и выдавливанием. Появление новых структурных дефектов имеет мезоскопическую природу, соответствующую коллективному поведению элементов системы [3]. В процессе интенсивной пластической деформации происходит взаимодействие мощной структурной неоднородности, имеющей области высоких градиентов напряжений с химической гетерогенностью, изменяющейся за счет неодинаковых скоростей массопереноса разнородных атомов компонентов сплава.

Список литературы

1. V.Beloshenko, T.Konstantinova, and N. Matrosov, Equal-channel multi-angle pressing effect on the properties of NbTi alloy, J.Supercond. Noveel Magn. 22 (2009), pp. 505-510.
2. T.Konstantinova and V.Glazunova, Grain refinement mechanism for metal alloys deformed under high pressure, High Pressure Research. Vol.32, No.1 (2012), pp. 48-53
3. В.И.Архаров, Проблемы современной физики. Наука, Москва (1980), с.357-382.

АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ К МЕТАЛЛАМ ТЕРМОСТОЙКИХ ПОЛИЦИАНУРАТОВ И ИХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Григорьева О.П., Файнлейб А.М., Пурикова О.Г., Старостенко О.Н., Гусакова К.Г.

Институт химии высокомолекулярных соединений НАН Украины, Киев, Украина

E-mail: grigoryevaolga@i.ua

Полицианураты (ПЦ) - это густосетчатые полимеры, которые имеют уникальный комплекс физико-химических свойств: высокую термостойкость ($T_{\text{дестр(нач)}} > 400\text{ }^{\circ}\text{C}$), огнестойкость и устойчивость к термоокислительной деструкции ($T_{\text{дестр(нач)}} > 400\text{ }^{\circ}\text{C}$), высокую теплостойкость и температуру стеклования ($T_{\text{ст}} > 250\text{--}300\text{ }^{\circ}\text{C}$), высокую адгезию к различным субстратам (металлам и сплавам, углероду и стекловолокну, полимерам и пр.) и химическую устойчивость к агрессивным средам (щелочи, кислоты и пр.). Полицианураты являются признанными диэлектриками с низкими значениями диэлектрической константы ($\epsilon \sim 2,5\text{--}2,7$), для ПЦ характерна высокая водостойкость и гидрофобность ($k_{\text{погл}} \leq 3\%$) [1]. Сетчатые полицианураты нашли широкое применение в качестве клеев, герметиков, компаундов, электроизоляционных покрытий в авиакосмической промышленности, микроэлектронике и др.

В данной работе были разработаны клеевые композиции, полученные на основе дициановых эфиров бисфенолов А и Е (ДЦБА, ДЦБЕ - мономеры для синтеза ПЦ), модифицированных реакционноспособными олигомерами, термопластичными полимерами или нанонаполнителями. В качестве модификаторов были использованы эпоксидные смолы, полиимиды, полисульфоны, в качестве нанонаполнителей – функционализированные монтмориллонит (ММТ) и полиэдральные олигомерные силсесквиоксаны (ПОСС). Было изучено влияние содержания и типа модификатора и/или нанонаполнителя на адгезионную прочность клеевых композиций к различным металлам (сталь, алюминий, титан). Обнаружено, что прочность склеивания существенно зависит от толщины клеевого шва, при этом наивысшие показатели адгезионной прочности зафиксированы при его минимальной толщине (0,01–0,03 мм). Сделан вывод, что поверхность металла оказывает влияние на структуру и свойства формирующегося на поверхности слоя полимерного адгезива за счет образования в зоне контакта полимер/поверхность тонкого граничного упрочненного слоя, свойства которого отличны от свойств полимера в блоке. Этот упрочненный слой образуется в результате химического взаимодействия оксидов и гидроксидов поверхности металла с полярными группами компонентов смеси, преимущественно с реакционноспособными цианатными группами ДЦБА или ДЦБЕ.

Авторы выражают благодарность за частичную финансовую поддержку данной работы в рамках ДЦ НТП «Нанотехнології та наноматеріали», проект № 6.22.3.31 (2010-2014).

1. Thermostable polycyanurates. Synthesis, modification, structure and properties. Fainleib A.M., editor – Nova Science Publishers, New York, 2010. – 360 p.

ВЯЗКОУПРУГИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОМОДУЛЬНЫХ ТЕРМОСТОЙКИХ ПОЛИЦИАНУРАТОВ

Файнлейб А.М., Григорьева О.П., Гусакова К.Г., Лавренюк Н.С.

Институт химии высокомолекулярных соединений НАН Украины, Киев, Украина

E-mail: fainleib@i.ua

Полимерные наноккомпозиты приобретают все более широкое промышленное применение благодаря улучшенным эксплуатационным характеристикам конечных материалов (по сравнению с индивидуальными полимерами или традиционными полимерными композитами) при незначительном содержании нанонаполнителя (0,1–10 мас.%). Наиболее распространенным и коммерчески доступным нанонаполнителем среди известных слоистых алюмосиликатов, является монтмориллонит (ММТ), который характеризуется высоким коэффициентом пропорциональности и большой удельной поверхностью. Известно, что для повышения степени диспергирования ММТ проводят химическую модификацию его поверхности, в результате которой уменьшается взаимодействие между частицами силиката, увеличивается межслоиное пространство и сродство между частицами ММТ и полимерной матрицей. В данной работе в качестве полимерной составляющей были выбраны термостойкие сетчатые полицианураты, синтезируемые из дициановых эфиров бисфенолов, которые обладают ценным комплексом физико-химических свойств и являются перспективными материалами для высокотехнологических отраслей промышленности (авиакосмическая индустрия, микроэлектроника и пр.).

Методом *in situ* реакционного формования были синтезированы органо-неорганические наноккомпозиты на основе высокомодульных термостойких сетчатых полициануратов, ПЦ, и коммерческого amino-функционализированного ММТ, содержащего 0,1–5 мас.% аминопропилтриэтоксисилана и 15–35 мас.% октадециламина. Методом Фурье инфракрасной (ИК) спектроскопии установлено, что в процессе синтеза параллельно протекают реакция полициклотримеризации дицианового эфира бисфенола Е (ДЦБЕ) с образованием ПЦ-сетки и химическое взаимодействие цианатных групп ДЦБЕ с amino-группами нанонаполнителя. Методом динамического механического термического анализа (ДМТА, релаксометр "TA Instrument Q800") исследована микрофазовая структура и вязкоупругие свойства синтезированных наноккомпозитов. Зафиксировано существенное повышение величины модуля упругости E' для ряда образцов наноккомпозитов, содержащих 5 мас.% ММТ. Обнаружено, что формирование гибридных ПЦ/ММТ фрагментов в полициануратной матрице приводит к повышению подвижности кинетических сегментов макромолекул ПЦ и уменьшению величины кажущейся энергии активации (E_a) процесса стеклования, при этом величина температуры стеклования ($T_{ст}$) в данных наноккомпозитах изменяется в пределах $T_{ст} \approx 210 - 266$ °С и зависит от содержания ММТ и условий синтеза наноккомпозитов.

Авторы выражают благодарность за частичную финансовую поддержку данной работы в рамках ДЦ НТП «Нанотехнології та наноматеріали», проект № 6.22.3.31 (2010-2014).

Именной указатель

Аббасова С.И.	85	Василенко Р.Л.	47
Абраимов В.В.	158	Василенко Т.А.	222
Абрамов А.А.	89	Васильев А.Г.	15
Ажажа Р.В.	193	Васильев В.В.	139, 140
Аждарова Д.С.	207	Ватажук Е.Н.	79
Айрапетян Г.С.	172	Вашук Е.С.	71
Айш М.М.	224	Великодная О.А.	77
Аксёнов Н.Н.	170	Великодный А.Н.	27, 28, 61
Ализаде Й.Э.	163	Викарчук А.А.	20, 223
Алсараева К.В.	208	Витковский И.В.	52
Альшиц В.И.	181, 182	Власенко А.М.	14
Андреев А.А.	48, 93, 217	Власенко Е.И.	69
Антропов И.И.	133	Власов Н.М.	57
Арсеенко М.Ю.	219	Влашевич В.В.	174
Артеменко А.А.	188	Воеводин В.Н.	4, 27, 47, 187
Артеменко Ю.А.	15	Возняк Ю.В.	168
Астафурова Е.Г.	58, 91, 125	Волков К.В.	208
Афанасьев В.И.	171	Волкова Г.К.	213
Бабич Е.А.	64	Волосатов И.Р.	189
Баглюк Г.А.	124	Волчок И.В.	114
Бадиян Е.Е.	42	Волчок О.И.	26, 177
Баздырева С.В.	169, 170	Воробьёв И.А.	97
Бакай А.С.	46	Вуец А.Е.	66
Бакай Е.С.	177	Вьюгов П.Н.	193
Бакай С.А.	46, 146, 177	Вьюненко Ю.Н.	147
Балазюк В.Н.	157	Гаджиева К.И.	163
Бармин А.Е.	68	Галанов Б.А.	72
Бейгельзимер Я.Е.	30, 94	Галеев Р.М.	73, 74
Белов А.Ю.	181	Гамазин Д.К.	133
Белозеров В.В.	67	Ганеев А.В.	22
Белослудцева Е.С.	136, 184	Гаркуша И.Е.	170
Белоусов Н.Н.	176	Гейдаров В.Г.	59
Белошенко В.А.	168, 225	Гладковский С.В.	73
Белых Н.В.	62	Глазунова В.А.	225
Березнер А.Д.	153	Глезер А.М.	30, 83, 129, 217
Береснев В.М.	217	Глухова Ж.Л.	15
Бесов А.В.	52	Глущенко М.А.	68, 70
Бетехтин В.И.	13	Голубенко А.А.	12
Блинова Е.Н.	129	Гольцов В.А.	15, 16
Боброва Н.Б.	5	Гольцова Л.Ф.	15
Бовда А.М.	27	Гольцова М.В.	15, 179
Бородич Ф.М.	72	Горбань В.Ф.	7-10, 47
Борц Б.В.	3, 51, 97	Горбатенко В.М.	46, 177
Босин М.Е.	216	Горбик А.П.	63
Брауде И.С.	59, 118	Горнакова А.С.	173
Бронников А.А.	58	Горохов В.А.	120
Брык В.В.	27	Григорова Т.В.	56, 119
Будовских Е.А.	71, 206	Григорьева В.И.	113
Булатов А.С.	145, 146	Гриняев К.В.	131, 135
Бурховецкий В.В.	119, 213	Грицына В.И.	47
Валиев Р.З.	22, 138	Громов В.Е.	71, 206, 208
Валиев Э.З.	138	Грызунов А.М.	223
Валова–Захаревская Е.Г.	162	Грызунова Н.Н.	223
Ванжа А.Ф.	51	Гувалов А.А.	85
Варюхин В.Н.	30, 31	Гудимова Е.Ю.	92

Гундеров Д.В.	138	Зубков А.И.	67, 68, 70
Гунько М.Н.	157	Зуев Л.Б.	209
Гурьева И.Ю.	152	Зуева Т.Н.	102
Гусар Ю.В.	30, 94	Иванов Ю.Ф.	71, 206, 208
Давиденко А.А.	119	Иванова Е.С.	182
Давиденко В.А.	80	Иванцов И.Г.	194
Давыдова И.М.	123	Ивашов А.С.	165
Даниленко И.А.	213	Ивченко В.А.	134
Даниленко Н.И.	3, 25, 44	Ивченко М.В.	137
Данилов А.Н.	113	Ильинский А.И.	68, 69, 70
Данилов В.И.	209	Ильченко Н.И.	212
Даринская Е.В.	181, 182	Исаев Н.В.	56
Дедюлина О.К.	54	Исаков Д.И.	175
Дежин В.В.	109, 110	Кадомцев А.Г.	13
Дерюгин Е.Е.	195	Казанкин В.А.	84
Дерягин А.И.	134	Казанкина Е.Н.	84
Дерягина И.Л.	162	Казьмина О.В.	183
Диденко С.Ю.	212	Калиберда Л.М.	114
Дитенберг И.А.	131, 135, 155	Калиниченко А.И.	104, 106
Дмитриев С.В.	130	Калиниченко Д.В.	78, 108
Добаткин С.В.	125, 176	Калиновский В.В.	90
Докалов В.С.	219	Кальченко А.С.	27
Долгов Н.А.	52	Камышанченко Н.В.	26
Долженко В.Ф.	145, 146	Капустин С.А.	120
Дорогов М.В.	20	Караваева М.В.	22
Драгошанский Ю.Н.	192	Карасева Е.В.	75, 76
Дробышевская Т.В.	201, 202	Карась В.И.	14, 29
Дуб С.Н.	12, 61	Кардашев Б.К.	13
Дубаневич А.В.	161	Карпец М.В.	82
Дудник С.Ф.	47	Картузов В.В.	72, 150
Дьяченко С.С.	111	Кириллов А.К.	222
Евард М.Е.	113	Кисляк И.Ф.	100, 101
Елсукова Т.Ф.	6	Клевцов Г.В.	22
Еременко А.Л.	9	Клевцова Н.А.	22
Ерошенко А.Ю.	209	Климова М.В.	94, 103
Ефимов А.И.	101	Клочко В.С.	145, 146
Жарин А.Л.	161	Князев С.А.	48
Жеребцов С.В.	103	Кобзарева Т.Ю.	71
Жиров Г.И.	15	Кобзарь Ю.Л.	78, 108
Журбий А.А.	67	Коблик Д.В.	144
Забелин С.Ф.	23, 24	Ковалева М.Г.	219
Забродин П.А.	56	Коваленко В.И.	140
Завдовеев А.В.	176	Ковтун Г.П.	145
Заднепровский Р.П.	196	Когутюк П.П.	78, 108
Зайцев Д.В.	164-166	Кожевников О.Е.	193
Закарян Д.А.	116	Козин А.Н.	94
Занин А.П.	154	Козионов С.А.	104
Зарицкий И.П.	158	Козлов А.Ю.	20
Захаров В.М.	171	Козлова Т.А.	58, 91
Захарова М.А.	92	Колдаева М.В.	181, 182
Звягинцева А.В.	189, 214, 215	Коливошко Е.В.	18
Зголич М.В.	87	Колодий И.В.	27, 28, 55, 95, 101
Зеленская Г.И.	67, 70	Колупаева З.И.	175
Зеленский В.А.	24	Константинова Т.Е.	213, 225
Зими́на Г.	19	Конькова Т.Н.	148
Зозуля В.Л.	175	Корзников А.В.	73, 74, 148
Зозуля Э.В.	69	Корзникова Г.Ф.	130

Корзникова Е.А.	130
Корниенко Н.Е.	37-39, 141, 142
Корниец А.В.	145, 146
Королев А.В.	137
Коротаев А.Д.	99
Короткова И.М.	51, 97
Коротченков О.А.	78
Коршак В.Ф.	36, 148
Косенков И.А.	86
Котельва Р.В.	15
Котречко С.	17, 19
Котречко С.А.	77
Котречко С.О.	18
Коуров Н.И.	137, 184
Кошевой К.И.	47
Кошовкина В.С.	125
Крайнюк Е.А.	185, 186, 187
Крапивка Н.А.	7-10, 82
Крет Н.В.	96
Крит А.Н.	78, 108
Кротенок Ю.С.	199
Крохмаль С.А.	102
Крыловский В.С.	143
Ксенофонтов В.А.	77
Кузнецов А.В.	121
Кузнецов П.М.	154
Кулагин Р.Ю.	134
Кули-заде Э.С.	207
Куранова Н.Н.	136-138, 184
Курек Е.И.	160
Курек И.Г.	160
Курилюк А.Н.	78, 108
Куринная Р.И.	87
Кутний К.В.	100
Кырылив В.И.	96
Лазарева М.Б.	46, 90
Лактионова М.А.	55, 65
Лаптев И.Н.	180
Лебедев С.В.	143
Левенец В.В.	144
Леденёв В.О.	50
Леденёв Д.О.	50
Леденёв О.П.	5, 50
Леонов Д.В.	152
Лисенко А.А.	150
Лобова В.Д.	211
Лопата А.А.	3, 97
Лопата А.Т.	51
Лосев А.Ю.	86
Лотков А.И.	92
Лотоцкая В.А.	158
Лубенец С.В.	112
Луценко Е.В.	67
Лучанинов А.А.	139, 140
Любименко Е.Н.	15
Мазилова Т.	17
Мазилова Т.И.	77

Майер Г.Г.	58, 91, 125
Макаренко Е.С.	82
Макаров В.В.	138
Макарова А.В.	176
Максакова А.А.	31, 176
Максудова Т.Ф.	207
Максымив О.В.	96
Малашенко В.В.	62
Малашенко Т.И.	62
Маликова О.М.	60
Малыхин С.В.	169, 170
Мальцев А.В.	223
Мамунин К.Н.	219
Мандра Ю.В.	165
Манухина Д.В.	86
Маринин В.Г.	45, 140
Марченко И.Г.	218
Марченкова Е.Б.	184
Матейченко П.В.	36
Матлин М.М.	53, 84
Махлай В.А.	170
Мац А.В.	29, 75, 90
Мейлехов А.А.	93
Мейснер Л.Л.	92
Мельник Т.Н.	123
Мельников Е.В.	58, 91, 125
Метлов Л.С.	34, 60, 127, 128, 134
Милейко С.Т.	10
Мильман Ю.В.	11, 12
Минюков С.А.	181
Миронов С.Ю.	148
Митрофанов А.С.	185-187
Михайловский И.	17
Михайловский И.М.	77
Могучева А.А.	64, 122
Мозгунова А.И.	53
Морозов А.Н.	215
Морозов К.В.	208
Москаленко В.А.	79, 112, 118, 159
Моторин А.С.	113
Мурга В.В.	133
Мысливченко А.Н.	82
Мышляев М.М.	148
Надточий В.А.	156
Назаров В.В.	40, 41, 126, 197, 198
Наими Е.К.	181
Найденкин Е.В.	125
Нарыкова М.В.	13
Науменко С.Н.	78, 108
Находкин Н.Г.	141
Нацик В.Д.	79, 80, 159
Неклюдов И.М.	3-5, 26, 218
Немченко У.С.	217
Нечаев В.Н.	109, 110
Никитина А.А.	132
Николаенко А.А.	194
Никулин И.С.	26

Овчинников С.В.	99
Огородников В.В.	150
Одесский П.Д.	125
Ожигов Л.С.	4, 185-187, 193
Оковит В.С.	27, 90
Олейник Е.Е.	101
Олейнич-Лысюк А.В.	160
Олейнич-Лысюк А.В.	98
Олесюк О.В.	206
Омельченко Н.В.	216
Омеман Дж.	133
Онищенко Л.В.	27
Опалев О.А.	47
Орлова Д.В.	209
Остапенко М.Г.	92
Остриков О.М.	174, 199-205
Павленко И.А.	219
Паль-Валь Л.Н.	59, 79, 80, 148
Паль-Валь П.П.	59, 79, 80, 148
Панин В.Е.	6, 66
Пантелеев К.В.	161
Панцырный В.И.	162
Папилов И.И.	194
Пархоменко А.А.	3, 180, 218
Патраков Е.И.	162
Пахомов А.В.	212
Пашинская Е.Г.	31, 176
Перепелкин С.С.	104, 106
Пермякова И.Е.	129, 217
Петржик Е.А.	181, 182
Печеневский А.П.	128
Печковский Э.П.	7-10
Пикалов А.И.	100
Пинжин Ю.П.	99
Пинчук Н.В.	48, 93
Плотникова Ю.М.	118
Плужникова Т.Н.	151-153
Подольян А.А.	78
Подрезов Ю.Н.	25, 44
Покропивный А.В.	210
Покутний С.И.	63
Полевой Е.В.	208
Пономарева Г.П.	188
Попкова Ю.Ф.	6
Попова Е.Н.	162
Поставничий И.В.	36
Потапенко М.М.	131, 135
Потапов А.Е.	86
Потехина Л.Н.	211
Почивалов Ю.И.	6
Правоторова Е.А.	191
Прилепо Д.В.	30
Прозорова М.С.	219
Прокофьева О.В.	30
Псарук И.А.	94
Пугачев А.Т.	169, 170, 175
Пудов В.И.	192

Пушин А.В.	138
Пушин В.Г.	32, 136-138, 184
Разов А.И.	113
Райков С.В.	71
Раранский Н.Д.	98, 157, 160
Растегаева И.И.	20
Ревка В.	19
Решетняк Е.Н.	47, 139, 140
Рогуль Т.Г.	7
Романов Д.А.	206
Руденко А.Г.	193
Рудычева Т.Ю.	100, 101
Рудь А.Д.	38, 142
Румянцев И.Д.	182
Русакова А.В.	56, 112
Рыбалка С.Б.	15
Рыбалко А.П.	80
Савченко В.И.	186, 193
Савченко В.С.	189
Савчук Е.С.	75
Саданов Е.В.	77
Садатов Е.	17
Салищев Г.А.	21, 54, 55, 95, 103, 121
Сальтевский Г.И.	158
Самелюк А.В.	82
Саркисян С.О.	172
Сафаров И.М.	73, 74
Семенов В.Н.	173
Семеренко Ю.А.	55, 189
Семухин Б.С.	167, 183
Сенникова Л.Ф.	119
Сергеев В.Н.	157
Сергеев С.Н.	73, 74
Сердюк И.В.	107, 217
Серегин С.В.	115
Сидоров С.А.	151, 152
Скворцов О.Б.	191
Скворцова Н.П.	43
Скибина Л.В.	189
Сладков О.М.	188
Слезина М.В.	152
Слива К.И.	119
Слюсарев В.В.	222
Смирнов А.Р.	112, 118, 159
Смирнов И.В.	52, 131, 135
Смирнов Л.И.	15
Смирнов С.Н.	94
Смолянец Р.В.	159
Соболь О.В.	48, 93, 107, 217
Соколенко В.И.	14, 29, 75, 90, 212
Соколовский В.С.	121
Солис Н.В.	107
Солонин Ю.М.	210
Солопихин Д.А.	145
Соснин К.В.	71
Спицына В.И.	145, 146
Спольник А.И.	114

Спусканий В.З.	119
Старенченко В.А.	87
Старостенко С.В.	27
Старостенков М.Д.	224
Стебленко Л.П.	78, 108
Степанов Н.Д.	54, 55, 95
Стоев П.И.	100
Столбовой В.А.	48, 93
Столяров В.В.	33
Страумал Б.Б.	173
Стрельницкий В.Е.	47, 104, 106, 139, 140
Стукалов В.Ю.	136
Субботин А.В.	69, 70
Суворов Б.И.	195
Сундеев Р.В.	83
Суловицкий С.В.	170, 175
Сытин В.И.	51, 97
Табачникова Е.Д.	49, 55, 65, 94
Ташук О.Ю.	98
Тересов А.Д.	206
Тимошевский А.	17
Тиняков А.А.	127
Тихоновская Т.М.	55, 65
Тихоновский М.А.	27, 28, 55, 95, 100
Ткаченко В.Г.	3, 88, 89
Ткаченко В.М.	31
Ткаченко Н.В.	36
Толмачева Г.Н.	61, 139, 140
Толстолуцкая Г.Д.	187
Тонкопруд А.Г.	42
Тортика А.С.	55, 65, 95
Торяник И.Н.	217
Троицкий О.А.	190, 191
Тукеева М.С.	58, 91, 125
Туровская Ю.С.	152
Тюменцев А.Н.	131, 135, 155
Тюрьков М.Н.	223
Уколов А.И.	156
Уксуеников А.Н.	137, 138
Ульшин В.И.	81
Ульшин С.В.	81
Федоров В.А.	151-154
Федоров С.В.	107
Федорченко Н.И.	141
Федотов Д.Ю.	152, 153
Фельдман Э.П.	117
Фефилова А.А.	208
Фирстов С.А.	7-10, 25
Фоменко В.С.	56, 112
Фролова А.И.	53
Хаймович П.А.	35, 100, 101, 178
Хачатрян А.В.	116
Хлебова Н.Е.	162
Хомякова Г.В.	125

Хорев И.Е.	171
Чайка З.С.	164
Червяков Н.О.	189
Черкасова Н.Ю.	107
Чернов В.М.	131, 135
Черняева Е.В.	178
Черняк Н.А.	90
Чиркина Л.А.	90
Чирко Л.	19
Чурилов Ю.А.	120
Шайсултанов Д.Г.	55, 95
Шалимова А.В.	83
Шаповалов Ю.А.	36, 148
Шаркеев Ю.П.	209
Шейкин С.Е.	25
Шеховцов О.В.	42
Шишкина Ю.А.	124
Шляхова Г.В.	209
Шматок Е.В.	203-205
Шмелев А.А.	151
Шокуров В.С.	194
Шоркин В.С.	52
Шпачук В.П.	132
Шрамченко С.В.	185
Шульгин Н.А.	35, 178
Шумилин С.Э.	55, 56
Шуринов Р.В.	42
Шурыгина Н.А.	129, 217
Щербань А.П.	145
Щерецкий А.А.	46
Щур А.А.	144
Эфрос Б.М.	134
Эфрос Н.Б.	134
Юзбекова Д.Ю.	122
Юрченко В.М.	123
Юрьев А.Б.	208
Ющенко К.А.	189
Яблоновский С.	17
Яковлев А.В.	151-153
Ярош В.В.	171
Григорьева О.П.	226
Файнлейб А.М.	227
Dvorak J.	13
Geist D.	221
Lapovok R.	221
Ng H.P.	221
Podolskiy A.V.	221
Psaruk I.A.	221
Schafner E.	221
Sklenicka V.	13
Tabachnikova E.D.	221
Wanderka N.	137
Zehetbauer M.J.	221

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр
Неклюдов И.М., Борц Б.В., Лопата А.А., Пархоменко А.А., Ткаченко В.И., Даниленко Н.И. СТРУКТУРНЫЕ УРОВНИ ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМ СОЕДИНЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	3
Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Ожигов Л.С. ПРИЧИНЫ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ БАРАБАНОВ КОТЛОВ ТЕПЛОВЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ	4
Неклюдов И.М., Леденёв О.П., Боброва Н.Б. СТАДИИ РАЗРУШЕНИЯ И УПРУГОГО СЖАТИЯ В ГРАНУЛИРОВАННОЙ СРЕДЕ С НАНОПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ	5
Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф., Почивалов Ю.И. РОЛЬ ЛОКАЛЬНОЙ КРИВИЗНЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ТИТАНА В ЗАРОЖДЕНИИ И РАЗВИТИИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ	6
Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Рогуль Т.Г. ЭФФЕКТ АКТИВНОГО ЭЛЕМЕНТА В ФОРМИРОВАНИИ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ.	7
Горбань В.Ф., Фирстов С.А., Крапивка Н.А., Печковский Э.П. О РОЛИ ЭЛЕКТРОННОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ В ФОРМИРОВАНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ.	8
Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Еременко А.Л. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАЧАЛА ДИФфуЗИОННЫХ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ В ОДНОФАЗНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ ЭКВИВАЛЕНТНОГО СОСТАВА.	9
Фирстов С.А., Милейко С.Т., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П. ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ОДНОФАЗНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С НАПЕРЕД ЗАДАННОЙ ВЕЛИЧИНОЙ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ.	10
Мильман Ю.В. АМОРФНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	11
Мильман Ю.В., Голубенко А.А., Дуб С.Н. ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАНОТВЕРДОСТИ ПРИ ФИКСИРОВАННОМ РАЗМЕРЕ ОТПЕЧАТКА ТВЕРДОСТИ	12
Бетехтин В.И., Dvorak J., Кадомцев А.Г., Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Sklenicka V. ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА СТАТИЧЕСКУЮ И ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ.	13
Карась В.И., Власенко А.М., Соколенко В.И. НЕРАВНОВЕСНАЯ КИНЕТИКА ЭЛЕКТРОН-ФОНОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ КРИСТАЛЛА В СИЛЬНОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ И МАГНИТНОМ ПОЛЯХ КАК ОСНОВА ЭЛЕКТРО- И МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТОВ	14
Гольцов В.А., Артеменко Ю.А., Гольцова М.В., Глухова Ж.Л., Васильев А.Г., Жиров Г.И., Котельва Р.В., Любименко Е.Н., Рыбалка С.Б., Смирнов Л.И., Гольцова Л.Ф. ФИЗИКА СИСТЕМ ВОДОРОД-МЕТАЛЛ И НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ(ОБЗОР РАБОТ ЗА 40 ЛЕТ)	15
Гольцов В.А. ВОДОРОДОФАЗОВЫЙ НАКЛЕП МЕТАЛЛОВ И ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ	16

Котречко С., Тимошевский А., Яблоновский С., Михайловский И., Мазилова Т., Садатов Е. ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПРЕДЕЛЬНО ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ КРИСТАЛЛОВ	17
Котречко С.О., Коливошко Е.В. ВЛИЯНИЕ МЕРНОСТИ НА ПРОЧНОСТЬ ИДЕАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ	18
Котречко С., Зими́на Г., Чирко Л., Ревка В. МЕХАНИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ОБЛУЧЕННОГО МЕТАЛЛА	19
Викарчук А.А., Растегаева И.И., Дорогов М.В., Козлов А.Ю. МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЙ НАНОПОРИСТЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ	20
Салищев Г.А. ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В СОЗДАНИИ НОВЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	21
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Ганеев А.В., Караваева М.В. КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	22
Забелин С.Ф. МЕХАНИЗМ КОНТРОЛИРУЕМОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	23
Забелин С.Ф., Зеленский В.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	24
Даниленко Н.И., Подрезов Ю.Н., Фирстов С.А., Шейкин С.Е. ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	25
Камышанченко Н.В., Никулин И.С., Неклюдов И.М., Волчок О.И. ПРИМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОМЕТРИИ В ИЗУЧЕНИИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ТИТАНЕ ПОСЛЕ СОЧЕТАНИЯ ОБРАБОТОК ДАВЛЕНИЕМ.	26
Воеводин В.Н., Великодный А.Н., Тихоновский М.А., Брык В.В., Кальченко А. С., Старостенко С.В., Колодий И.В., Оковит В.С., Бовда А.М., Онищенко Л.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Х18Н10Т, УПРОЧНЕННОЙ НАНООКСИДАМИ	27
Колодий И.В., Великодный А.Н., Тихоновский М.А. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ ЦИРКОНИЯ	28
Соколенко В.И., Карась В.И., Мац А.В. ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПЕРЕМЕННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ	29
Варюхин В.Н., Бейгельзимер Я.Е., Глезер А.М., Прокофьева О.В., Гусар Ю.В., Прилепо Д.В. ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ	30
Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н., Ткаченко В.М., Максакова А.А. ВОЗМОЖНОСТИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ СО СДВИГОМ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ С ГЦК РЕШЕТКОЙ	31
Пушин В.Г. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ	32

Столяров В.В. ПРОЧНОСТЬ И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	33
Метлов Л.С. КОНЦЕПЦИЯ ОСНОВНОГО ЛОКАЛЬНО-СИЛЬНОНЕРВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ИПД	34
Хаймович П.А., Шульгин Н.А. БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УРОВНЯХ ВСЕСТОРОННЕГО СЖАТИЯ	35
Коршак В.Ф., Шаповалов Ю.А., Матейченко П.В., Ткаченко Н.В., Поставнический И.В. ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ И ЕГО ИЗМЕНЕНИЯ, СТИМУЛИРОВАННЫЕ ДЕФОРМАЦИЕЙ	36
Корниенко Н.Е. РЕЗОНАНСНАЯ КОЛЕБАТЕЛЬНО-ЭЛЕКТРОННАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ФУЛЛЕРЕНОВ C ₆₀ : РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ.	37
Корниенко Н.Е., Рудь А.Д. ВНУТРЕННЕЕ САМОСЖАТИЕ В ЛУКООБРАЗНЫХ УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУРАХ И ОБРАЗОВАНИЕ НАНОАЛМАЗОВ	38
Корниенко Н.Е. НЕЛИНЕЙНО-КВАНТОВАЯ ПРИРОДА УПРУГИХ МОДУЛЕЙ, ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ.	39
Назаров В.В. МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ И ВОДОРОДНОЙ КОРРОЗИИ СТАЛЬНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЫ.	40
Назаров В.В. КРИТЕРИЙ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ	41
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. ПРИРОДА ЗЕРНОГРАНИЧНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	42
Скворцова Н.П. СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ	43
Подрезов Ю.Н., Даниленко Н.И. О ВОЗМОЖНОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ ПРЕДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ И ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В НАНОМАТЕРИАЛАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ	44
Маринин В.Г. ПРОЧНОСТЬ МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ КАВИТАЦИИ	45
Бакай А.С., Бакай С.А., Лазарева М.Б., Горбатенко В.М., Щерецкий А.А. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ УСТАЛОСТИ НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ	46
Василенко Р.Л., Воеводин В.Н., Горбань В.Ф., Грицына В.И., Дудник С.Ф., Кошевой К.И., Опалев О.А., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е. ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ	47

Андреев А.А., Соболев О.В., Столбовой В.А., Князев С.А., Пинчук Н.В. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ АЗОТИРОВАНИЯ В ПЛАЗМЕ ДУГОВОГО РАЗРЯДА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ	48
Табачникова Е.Д. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК СПЛАВОВ Ni-18%Fe И Pd- 10% Au	49
Леденёв В.О., Леденёв Д.О., Леденёв О.П. ОРБИТАЛЬНЫЕ СОСТОЯНИЯ ФОНОНОВ В МЕТАЛЛАХ, МАГНЕТИКАХ И ДИЭЛЕКТРИКАХ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	50
Борц Б.В., Ванжа А.Ф., Короткова И.М., Лопата А.Т., Сытин В.И. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ ОДУ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ДУГОВОГО ПЕРЕПЛАВА	51
Долгов Н.А., Бесов А.В., Смирнов И.В., Витковский И.В., Шоркин В.С. АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБРАЗЦАХ С НАПЫЛЕННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА РАСТЯЖЕНИЕ	52
Матлин М.М., Мозгунова А.И., Фролова А.И. МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА УПРОЧНЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ	53
Дедюлина О.К., Степанов Н.Д., Салищев Г.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 38ХА ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 400-700С	54
Семеренко Ю.А., Табачникова Е.Д., Лактионова М.А., Шумилин С.Э., Тихоновский М.А., Колодий И.В., Тихоновская Т.М., Тортика А.С., Салищев Г.А., Степанов Н.Д., Шайсултанов Д.Г. АКУСТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Al_{0.5}CoCuCrNiFe$	55
Забродин П.А., Русакова А.В., Григорова Т.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э., Исаев Н.В. ОСОБЕННОСТИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ УМЗ ТВЕРДОГО РАСТВОРА Al-Li	56
Власов Н.М. СТРУКТУРНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ	57
Тукеева М.С., Бронников А.А., Мельников Е.В., Майер Г.Г., Козлова Т.А., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ X20AG20Ф2	58
Паль-Валь Л.Н., Паль-Валь П.П., Брауде И.С., Гейдаров В.Г. ИЗМЕНЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ОТЖИГОВ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	59
Метлов Л.С., Маликова О.М. ОБОБЩЕНИЕ ТЕОРИИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ 2-ГО РОДА С УЧЕТОМ РАЗЛИЧНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПАРАМЕТРОВ ТЕОРИИ	60
Великодный А.Н., Толмачева Г.Н., Дуб С.Н. ЭФФЕКТ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ И ЗАРОЖДЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МОЛИБДЕНА И ЕГО СПЛАВОВ	61
Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Белых Н.В. СПЕЦИФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ДИНАМИКИ В ПРИМЕСНЫХ ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ КРИСТАЛЛАХ	62

Покутний С.И., Горбик А.П. ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ СПЕКТР И ЭНЕРГИЯ СВЯЗИ ПАРАПОЗИТРОНИЯ, ЛОКАЛИ- ЗОВАННОГО В НАНОПОРАХ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТРИЦ	63
Бабич Е.А., Могучева А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ РКУП С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА 1545К	64
Лактионова М.А., Табачникова Е.Д., Тихоновская Т.М., Тортика А.С. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ CoCrFeNi И CoCrFeNiMn В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 4,2-290 К	65
Вуец А.Е., Панов В.Е. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА ПРИ ОТПУСКЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕ- СКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ	66
Луценко Е.В., Белозеров В.В., Зубков А.И., Зеленская Г.И., Журбий А.А. СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ КОНДЕН- САТОВ Al-Fe	67
Бармин А.Е., Ильинский А.И., Зубков А.И., Глущенко М.А. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ВАКУУМНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ Fe-W	68
Зозуля Э.В., Ильинский А.И., Субботин А.В., Власенко Е.И. ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ Al ₂ O ₃ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ ВАКУУМНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ	69
Зубков А.И., Ильинский А.И., Зеленская Г.И., Субботин А.В., Глущенко М.А. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЧНОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПСЕВДО- СПЛАВОВ Cu-Ta	70
Кобзарева Т.Ю., Райков С.В., Соснин К.В., Вашук Е.С., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУЛЕРОЖИВАНИЯ С ОКСИДОМ ЦИРКО- НИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	71
Бородич Ф.М., Галанов Б.А., Картузов В.В. ОЦЕНКА АДГЕЗИОННЫХ И УПРУГИХ СВОЙСТВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВА- НИЯ	72
Сафаров И.М., □аллеев Р.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В., Гладковский С.В. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ НА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТУЮ СТРУК- ТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ	73
Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., □аллеев Р.М. ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРО- ДИСТОЙ СТАЛИ 05Г2МФБ МЕТОДОМ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОН- НОЙ ОБРАБОТКИ	74
Карасева Е.В., Мац А.В., Савчук Е.С., Соколенко В.И., ОСОБЕННОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ СТАЛИ 15Х2НМФА В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУР- НЫХ СОСТОЯНИЯХ	75
Карасева Е.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛЗУ- ЧЕСТИ	76
Михайловский И.М., Саданов Е.В., Котречко С.А., Ксенофонов В.А., Мазилова Т.И., Великодная О.А. ПРОЧНОСТЬ МОНОАТОМНЫХ УГЛЕРОДНЫХ ЦЕПОЧЕК	77
Стебленко Л.П., Коротченков О.А., Подолян А.А., Калининченко Д.В., Курилюк А.Н., Кобзарь Ю.Л., Крит А.Н., Науменко С.Н., Когутюк П.П. РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ, ИСПОЛЪЗУЕМЫХ	78

В СОЛНЕЧНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ, ВЫЗВАННЫЕ СЛАБЫМ СТАЦИОНАРНЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ	
Нацик В.Д., Ватажук Е.Н., Паль-Валь П.П., Паль-Валь Л.Н., Москаленко В.А. СТЕКОЛЬНАЯ «ФАЗА» В НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛАХ	79
Паль-Валь П.П., Нацик В.Д., Паль-Валь Л.Н., Рыбалко А.П., Давиденко В.А. АНОМАЛЬНОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА ПРИ ПОСТ-ИПД ОТЖИГЕ НАНОСТРУКТУРНОЙ МЕДИ	80
Ульшин В.И., Ульшин С.В. СТРУКТУРНО-КИНЕТИЧЕСКАЯ ДИАГРАММА СТАЛИ Р6М5	81
Карпец М.В., Мысливченко А.Н., Макаренко Е.С., Крапивка Н.А., Самелюк А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЭС TiZrHfVNbTaCrMoWFeCoNiC.	82
Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В. ЦИКЛИЧЕСКИЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ТИПА «КРИСТАЛЛ $\leftrightarrow$ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В СПЛАВЕ Ti ₅₀ Ni ₂₅ Cu ₂₅ В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	83
Матлин М.М., Казанкина Е.Н., Казанкин В.А. УЧЁТ КОНТАКТНОЙ ЖЁСТКОСТИ СТЫКА ДЕТАЛЕЙ БЛИЗКОЙ ТВЁРДОСТИ ПРИ РАСЧЁТЕ НА ПРОЧНОСТЬ	84
Гувалов А.А., Аббасова С.И. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ МЕСТНЫХ КАОЛИНОВЫХ ГЛИН НА СВОЙСТВА ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНОГО БЕТОНА	85
Манухина Д.В., Лосев А.Ю., Потапов А.Е., Косенков И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	86
Куринная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А. ВЛИЯНИЕ НАКЛОНА РЕАГИРУЮЩЕЙ СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДИСЛОКАЦИИ НА ДЛИНУ И ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ	87
Ткаченко В.Г. ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ	88
Абрамов А.А., Ткаченко В.Г. МОДЕЛИРОВАНИЕ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА И НАНОКЛАСТЕРНОГО МЕХАНИЗМА УПРОЧНЕНИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ	89
Чиркина Л.А., Лазарева М.Б., Соколенко В.И., Оковит В.С., Калиновский В.В., Мац А.В., Черняк Н.А. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ДЕФОРМАЦИИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГПУ И ГЦК МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	90
Мельников Е.В., Козлова Т.А., Тукеева М.С., Майер Г.Г., Астафурова Е.Г. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 08X17N14M2 И 08X18N10T, ЛЕГИРОВАННЫХ ВОДОРОДОМ	91
Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю., Захарова М. А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	92
Мейлехов А.А., Соболев О.В., Андреев А.А., Столбовой В.А., Пинчук Н.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ПОД ВЛИЯНИЕМ ВЫСОКОВОЛЬТНОГО ИМПУЛЬСНОГО ПОТЕНЦИАЛА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НИТРИДА ТИТАНА	93

Табачникова Е.Д., Псарук И.А., Смирнов С.Н., Бейгельзимер Я.Е., Гусар Ю., Климова М.В., Козин А.Н. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УМЗ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ	94
Степанов Н.Д., Шайсултанов Д.Г., Салищев Г.А., Тихоновский М.А., Колодий И.В., Тортика А.С. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CoCrFeNiMnVx	95
Кырылив В. И., Максимов О. В., Крет Н. В. ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ	96
Борц Б.В., Сытин В.И., Воробьев И.А., Короткова И.М., Лопата А.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ W-Та, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ В ТВЁРДОЙ ФАЗЕ.	97
Олейнич-Лысюк А.В., Раранский Н.Д., Ташук О.Ю. ОСОБЕННОСТИ МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАГНИЙТЕРМИЧЕСКОГО КОНДЕНСАТА БЕРИЛЛИЯ	98
Овчинников С.В., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА	99
Стоев П.И., Тихоновский М.А., Кисляк И.Ф., Кутний К.В., Пикалов А.И., Рудычева Т.Ю., Хаймович П.А. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА S-D ЭФФЕКТ И АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЧИСТОГО ТИТАНА	100
Колодий И.В., Олейник Е.Е., Кисляк И.Ф., Хаймович П.А., Ефимов А.И., Рудычева Т.Ю. ХАРАКТЕРИСТИКИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ ИПД И КРИОГЕННОЙ КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИИ	101
Крохмаль С.А., Зуева Т.Н. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КАРБИДОХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ МОСVD	102
Климова М.В., Жеребцов С.В., Салищев Г.А. ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V В ХОДЕ ТЕПЛОЙ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ	103
Жеребцов С.В., Салищев Г.А. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА	103
Калиниченко А.И., Козионов С.А., Перепелкин С.С., Стрельницкий В.Е. ОЦЕНКА ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОКРЫТИИ ПРИ ОСАЖДЕНИИ РАЗНОЗАРЯДНЫХ ИОНОВ НИЗКИХ ЭНЕРГИЙ	104
Калиниченко А.И., Перепелкин С.С., Стрельницкий В.Е. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЯХ ПРИ ОСАЖДЕНИИ ИОНОВ C+ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ЭНЕРГИЙ	106
Соболь О. В., Сердюк И.В., Федоров С.В., Черкасова Н.Ю., Солис Н.В. ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ АЗОТА И ПОТЕНЦИАЛА ПОДЛОЖКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТОЙКОСТЬ К АБРАЗИВНОМУ ИЗНОСУ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ НИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ	107

Стебленко Л.П., Крит А.Н., Наumenко С.Н., Кобзарь Ю.Л., Курилюк А.Н., Калиниченко Д.В., Когутюк П.П. ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОПЛАСТИЧЕСКИЕ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	108
Дежин В.В., Нечаев В.Н. УРАВНЕНИЕ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ ВБЛИЗИ ТОЧКИ СТРУКТУРНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА	109
Нечаев В.Н., Дежин В.В. УРАВНЕНИЕ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ФЕРРОМАГНИТНОМ КРИСТАЛЛЕ	110
Дьяченко С.С. О ПОНЯТИЯХ "ПРОЧНОСТЬ", "КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ", "КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ", ИХ ПОКАЗАТЕЛИ И РАЗЛИЧИЯ	111
Русакова А.В., Лубенец С.В., Фоменко Л.С., Москаленко В.А., Смирнов А.Р. СТРУКТУРА И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0, ПОЛУЧЕННОГО КРИОПРОКАТКОЙ ДО РАЗНОЙ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ.	112
Григорьева В.И., Данилов А.Н., Евард М.Е., Моторин А.С., Разов А.И. ЭФФЕКТЫ ОДНОКРАТНОЙ И ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РАСТЯЖЕНИЯ СПЛАВА TiNi	113
Спольник А.И., Волчок И.В., Калиберда Л.М. НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МАГНИТНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	114
Серегин С.В. СОБСТВЕННЫЕ КОЛЕБАНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК, ОСЛАБЛЕННЫХ ОТВЕРСТИЕМ	115
Закарян Д.А., Хачатрян А.В. МОДЕЛИРОВАНИЙ ЗАВИСИМОСТИ ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ОТ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ В КВАЗИБИНАРНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ LaB6 - MeB2 ИЗ "ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ"	116
Фельдман Э.П. РАЗВИТИЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРЕЩИН ПРИ ВНЕЗАПНОЙ И СТАЦИОНАРНОЙ РАЗГРУЗКЕ ГАЗОНАСЫЩЕННОГО УГОЛЬНОГО ПЛАСТА	117
Плотникова Ю.М., Брауде И.С., Смирнов А.Р., Москаленко В.А. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ КРИОДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНА	118
Сенникова Л.Ф., Давиденко А.А., Григорова Т.В., Бурховецкий В.В., Спусканюк В.З., Слива К.И. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	119
Горохов В.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ НА ОСНОВЕ МКЭ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В КОНСТРУКЦИЯХ ПРИ МНОГОЦИКЛОВЫХ НАГРУЖЕНИЯХ	120
Кузнецов А.В., Салищев Г.А., Соколовский В.С. АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВА TiNi-V1 НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА И ЕГО ВЛИЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	121
Юзбекова Д. Ю., Могучева А. А. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА 1545K	122

Давыдова И.М., Мельник Т.Н., Юрченко В.М. СЕГРЕГАЦИЯ И ЛАТЕРАЛЬНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРИМЕСЕЙ В МНОГО- СЛОЙНЫХ ПЛЕНКАХ	123
Шишкина Ю.А., Баглюк Г.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ	124
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Кошовкина В.С., Хомякова Г.В., Мельников Е.В., Тукеева М.С., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕ- НИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИСХОДНОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ	125
Назаров В.В. ОПИСАНИЕ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕ- НИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ	126
Метлов Л.С., Тиняков А.А. ПЕРЕХОДНЫЕ ВОЛНОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ГЕНЕРАЦИИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ	127
Метлов Л.С., Печеневский А.П. МЕХАНИЗМЫ САМОУСИЛЕНИЯ СОЛИТОНОПОДОБНЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ В ОДНОМЕРНЫХ КРИСТАЛЛАХ	128
Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Пермязова И.Е., Блинова Е.Н. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И УПРОЧНЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	129
Корзникова Е. А., Дмитриев С. В., Корзникова Г. Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МОРЩИН РАЗЛИЧНОЙ АМПЛИТУДЫ В ГРАФЕНОВЫХ НАНОЛЕНТАХ	130
Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА V-4Ti-4Cr	131
Шпачук В.П., Никитина А.А. К ПРОБЛЕМЕ ИСПЫТАНИЙ НА ВИБРОНАДЕЖНОСТЬ В УСЛОВИЯХ ТРЕХКООР- ДИНАТНОГО НАГРУЖЕНИЯ	132
Мурга В.В., Гамазин Д.К., Антропов И.И., Омеман Дж. ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПРИ ОБРАБОТКЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В НЕРАВНОВЕСНОЙ ПЛАЗМЕ	133
Эфрос Б.М., Дерягин А.И., Метлов Л.С., Кулагин Р.Ю., Эфрос Н.Б., Ивченко В.А. ВЛИЯНИЕ ВИНТОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ГЦК ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	134
Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Потапенко М.М. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	135
Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Стукалов В.Ю. ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ АТОМНОУПОРЯДОЧЕННЫХ В2-СПЛАВОВ СИСТЕМ NiMn И NiAl	136
Ивченко М.В., Королев А.В., Коуров Н.И., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Уксусников А.Н., Wanderka N. ОСОБЕННОСТИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙ-	137

НОГО СПЛАВА AlCrFeCoNiCu, ПОЛУЧЕННОГО СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА	
Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин А.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н., Валиев Э.З., Валиев Р.З., Гундеров Д.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ	138
Васильев В.В., Лучанинов А.А., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е., Толмачева Г.Н. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОКРЫТИЙ TiN, СИНТЕЗИРОВАННЫХ С РАЗЛИЧНОЙ СКОРОСТЬЮ ИЗ ФИЛЬТРОВАННОЙ ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ	139
Васильев В.В., Коваленко В.И., Лучанинов А.А., Маринин В.Г., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е., Толмачева Г.Н. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN И TiAlN, ЛЕГИРОВАННЫХ Y, Re, Ni, Cr, Si, Mo	140
Корниенко Н.Е., Федорченко Н.И., Находкин Н.Г. ВНУТРЕННЕЕ СЖАТИЕ И ОСЛАБЛЕНИЕ ФОТОЭМИССИИ ЭЛЕКТРОНОВ В ПЛЕНКАХ МЕТАЛЛОВ ТОЛЩИНОЙ 2÷10 МОНОАТОМНЫХ СЛОЕВ	141
Корниенко Н.Е., Рудь А.Д. ОБНАРУЖЕНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ГРАФИТА ПРИ ЕГО ОБРАБОТКЕ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ	142
Крыловский В.С., Лебедев С.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Pb-In ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ.	143
Коблик Д.В., Левенец В.В., Щур А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ В СВАРНЫХ ИЗДЕЛИЯХ ИЗ СПЛАВА Zr1%Nb	144
Булатов А.С., Долженко В.Ф., Ключко В.С., Ковтун Г.П., Корниец А.В., Солопихин Д.А., Спицына В.И., Щербань А.П. АКУСТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗОТОПИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В КАДМИИ	145
Бакай С.А., Булатов А.С., Долженко В.Ф., Ключко В.С., Корниец А.В., Спицына В.И. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ УПРУГИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ	146
Вьюненко Ю.Н. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ПРЕДПЕРЕХОДНЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ	147
Корзников А.В., Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Мышляев М.М. EBSD АНАЛИЗ МЕДИ И ЛАТУНИ, ПОДВЕРГНУТЫХ СДВИГУ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ КОМНАТНОЙ И КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ	148
Шаповалов Ю.А., Коршак В.Ф., Паль-Валь П.П., Паль-Валь Л.Н. ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА Bi-43вес.%Sn В ПРОЦЕССЕ СТАРЕНИЯ И В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	148
Лисенко А.А., Огородников В.В., Картузов В.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СЕГМЕНТАЦИИ НАНОКЛАСТЕРОВ Ti ₁₄ C ₁₃ И Ti ₁₃ C ₁₄ ПРИ ФАЗООБРАЗОВАНИИ СИСТЕМЫ Ti-C	150
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Шмелев А.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА	151

Яковлев А.В., Слезина М.В., Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Туровская Ю.С., Сидоров С.А., Федотов Д.Ю., Гурьева И.Ю., Леонов Д.В. ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА, ФОРМИРУЕМОГО НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	152
Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Федоров В.А., Федотов Д.Ю. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ НА КРИВЫЕ ПОЛЗУЧЕСТИ АМОРФНОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВОВ	153
Федоров В.А., Кузнецов П.М., Занин А.П. ТОПОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Fe–Si ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	154
Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н. ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ РАЗНОГО КЛАССА ПОСЛЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	155
Уколов А.И., Надточий В.А. ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ДИФфуЗИИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Ge	156
Гунько М.Н., Раранский Н.Д., Балазюк В.Н., Сергеев В.Н. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ ЮНГА ДЕФОРМИРОВАННОГО ВОЛЬФРАМА	157
Абраимов В.В., Лотоцкая В.А., Зарицкий И.П., Сальтевский Г.И. ВЛИЯНИЕ ФАКТОРОВ КОСМОСА (НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР, ЗААТМОСФЕРНОГО СОЛНЦА, ПОТОКОВ ПРОТОНОВ И ЭЛЕКТРОНОВ) НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ПОЛИМЕРОВ	158
Москаленко В.А., Нацик В.Д., Смирнов А.Р., Смолянец Р.В. ОСОБЕННОСТИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА	159
Курек Е.И., Курек И.Г., Олейнич-Лысюк А.В., Раранский Н.Д. ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ОБРАТНОГО МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В БЕРИЛЛИИ	160
Пантелеев К.В., Дубаневич А.В., Жарин А.Л. ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПРОЦЕССОВ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТРЕНИИ ЗАРЯДОЧУВСТВИТЕЛЬНЫМ МЕТОДОМ	161
Дерягина И.Л., Попова Е.Н., Валова–Захаревская Е.Г., Патраков Е.И., Хлебова Н.Е., Панцырный В.И. ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МНОГОВОЛОКОННЫХ Cu-Nb ПРОВОДОВ	162
Гаджиева К.И., Ализаде Й.Э. ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК СПЛАВА Sb ₂ Te ₃	163
Чайка З.С., Зайцев Д.В. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТОМАТОЛОГИЧЕСКИХ КЕРАМИК	164
Ивашов А.С., Зайцев Д.В., Мандра Ю.В. ДЕНТИН ЧЕЛОВЕКА КАК НАПОЛНЕННЫЙ ПОЛИМЕР	165
Зайцев Д.В. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ТВЕРДЫХ ТКАНЕЙ ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА	166
Семухин Б.С. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ АВТОВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ	167

Белошенко В.А., Возняк Ю.В. ВЛИЯНИЕ БИАКСИАЛЬНОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ ПОЛИМЕРОВ	168
Баздырева С.В., Малыхин С.В., Пугачёв А.Т. ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ ОСТАТОЧНЫХ МАКРОНАПРЯЖЕНИЙ В ТЕКСТУРИРОВАННЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛАХ	169
Пугачев А.Т., Малыхин С.В., Баздырева С.В., Суровицкий С.В., Гаркуша И.Е., Махлай В.А., Аксёнов Н.Н. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ, СУБСТРУКТУРЫ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ВОЛЬФРАМА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ОБЛУЧЕНИИ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМОЙ	170
□ореев И.Е., Афанасьев В.И., Захаров В.М., Ярош В.В. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРЕГРАД КОНЕЧНОЙ ТОЛЩИНЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРОБИТИИ ИХ УДАРНИКАМИ РАЗЛИЧНОЙ ПРОЧНОСТИ	171
Айрапетян Г.С., Саркисян С.О. МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ МИКРОПОЛЯРНЫХ ОРТОТРОПНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ ПЛАСТИН И ЗАДАЧИ ПРОЧНОСТИ НА ИХ ОСНОВЕ	172
Горнакова А.С., Семенов В.Н., Страумал Б.Б. ЗЕРНОГРАНИЧНЫЙ ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД СМАЧИВАНИЯ В СПЛАВАХ Ti-Co, Ti-Cr И Ti-Cu	173
Влашевич В. В., Остриков О. М. НАНОМАСШТАБНАЯ МОДЕЛЬ ДИНАМИЧЕСКОГО ДВОЙНИКА В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА	174
Зозуля В.Л., Исаков Д.И., Колупаева З.И., Пугачев А.Т., Суровицкий С.В. ЭВОЛЮЦИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ ПОДШИПНИКА	175
Пашинская Е.Г., Добаткин С.В., Завдовеев А.В., Белоусов Н.Н., Макарова А.В., Максимова А.А. ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 20Г2С: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА	176
Бакай С.А., Волчок О.И., Горбатенко В.М., Бакай Е.С. ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА Ni-Mo-Cr ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ.	177
Черняева Е.В., Хаймович П.А., Шульгин Н.А. ВЛИЯНИЕ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА ВТ1-0	178
Гольцова М.В. ГИДРИДНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ПАЛЛАДИЙ-ВОДОРОД	179
Лаптев И.Н., Пархоменко А.А. »ПАРАДОКС» ПОРООБРАЗОВАНИЯ	180
Колдаева М.В., Альшиц В.И., Петржик Е.А., Даринская Е.В., Белов А.Ю., Минюков С.А., Наими Е.К. ДИАГНОСТИКА ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ NaCl ПО РЕЗОНАНСНЫМ ПРОБЕГАМ ДИСЛОКАЦИЙ В СКРЕЩЕННЫХ СВЕРХНИЗКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	181
Петржик Е.А., Иванова Е.С., Колдаева М.В., Альшиц В.И., Румянцев И.Д., Даринская Е.В. МАГНИТОСТИМУЛИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ	182

Казьмина О.В., Семухин Б.С. ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕНОСТЕКЛА МА- ЛЫХ ДОБАВОК ДИОКСИДА ТИТАНА	183
Белослудцева Е.С., Марченкова Е.Б., Коуров Н.И., Куранова Н.Н., Пушин В.Г. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРА- ЩЕНИЙ В ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА Ni_2MnGa С МАГНИТО- УПРАВЛЯЕМОЙ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	184
Ожигов Л.С., Митрофанов А.С., Крайнюк Е.А., Шрамченко С.В. МИКРОСТРУКТУРА И НАДЕЖНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В УЗЛАХ ПРИ- ВАРКИ КОЛЛЕКТОРОВ К КОРПУСАМ ПАРОГЕНЕРАТОРОВ ПГВ-1000М	185
Крайнюк Е.А., Митрофанов А.С., Ожигов Л.С., Савченко В.И. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАПАСА ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА ТРУБ МАЛЫХ ДИА- МЕТРОВ МЕТОДОМ КОЛЬЦЕВЫХ ИСПЫТАНИЙ	186
Воеводин В.Н., Ожигов Л.С., Митрофанов А.С., Крайнюк Е.А., Толстоуцкая Г.Д. МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ УЗЛА ПРИВАРКИ ПАТРУБКА К КОЛЛЕКТОРУ ПА- РОГЕНЕРАТОРА ЭНЕРГОБЛОКОВ С ВВЭР-1000	187
Пономарева Г.П., Артеменко А.А., Сладков О.М. ПРОЧНОСТЬ СЦЕПЛЕНИЯ СЛОЕВ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ	188
Ющенко К.А., Савченко В.С., Звягинцева А.В., Червяков Н.О., Волосатов И.Р., Семе- ренко Ю.А., Скибина Л.В. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ШВОВ ТИПА IN690 В ВЫСОКО- ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ПРОВАЛА ПЛАСТИЧНОСТИ	189
Троицкий О.А. ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МЕТАЛ- ЛАХ	190
Троицкий О.А., Правоторова Е.А., Скворцов О.Б. ВИБРАЦИИ, СОЗДАВАЕМЫЕ В ПРОВОДНИКАХ ПОНДЕРОМОТОРНЫМИ СИ- ЛАМИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА	191
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. ЭФФЕКТ ЛОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТА- ЛИ И ЕГО ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ	192
Ожигов Л.С., Вьюгов П.Н., Савченко В.И., Руденко А.Г., Ажажа Р.В., Кожевников О.Е. ОСОБЕННОСТИ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЧИС- ТОГО И ЙОДИДНОГО ГАФНИЯ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 20 - 900 С°	193
Папилов И.И., Иванцов И.Г., Шокуров В.С., Николаенко А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ БЕРИЛЛИЯ.	194
Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И. ИНЖЕНЕРНЫЙ МЕТОД АТТЕСТАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ОБРАЗЦОВ	195
Заднепровский Р.П. АНАЛИЗ ФИЗИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПО АНАЛОГОВОЙ МО- ДЕЛИ СВЯЗИ КАСАТЕЛЬНЫХ И НОРМАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	196
Назаров В.В. МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ НАВОДОРОЖЕННЫХ СПЛОШНЫХ ЦИЛИНДРОВ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ РАС- ТВОРЕННОГО ВОДОРОДА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬ- НУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	197
Назаров В.В. ДЕФОРМАЦИИ В РАЗДУВАЕМОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЕ	198

Кротенок Ю. С., Остриков О. М. МЕТОД РАСЧЕТА НОРМАЛЬНЫХ КОМПОНЕНТ ТЕНЗОРА НАПРЯЖЕНИЙ В ДЕ- ФОРМИРУЕМОМ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКОЙ ТВЕРДОМ ТЕЛЕ ПРИ НА- ЛИЧИИ В НЕМ ОСТАТОЧНОГО НЕКОГЕРЕНТНОГО ДВОЙНИКА	199
Остриков О.М. ТЕОРИЯ ОСТАТОЧНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ДВОЙНИКОВ С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ ГРАНИЦАМИ, ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИМИ СО СТРУКТУРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ ДВОЙНИКУЮЩИХСЯ МАТЕРИАЛОВ	200
Дробышевская Т. В., Остриков О. М. РАЗРАБОТКА МЕТОДА РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СО- СТОЯНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ, ОБУСЛОВЛЕННОГО МИКРОДВОЙНИКАМИ В ЗЕРНАХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ И АНАЛИЗ ОБУСЛОВЛЕННЫХ ДВОЙНИКОВАНИЕМ ПРО- ЦЕССОВ ЗАРОЖДЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ	201
Дробышевская Т. В., Остриков О. М. РОЛЬ МЕХАНИЧЕСКОГО НАНОДВОЙНИКОВАНИЯ В ФОРМИРОВАНИИ НА- ПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗЕРНАХ ПОЛИКРИСТАЛ- ЛОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ РАЗЛИЧНЫМ СХЕМАМ ВНЕШНЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	202
Шматок Е. В., Остриков О. М. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni_2MnGa С ЭФ- ФЕКТОМ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ	203
Шматок Е. В., Остриков О. М. ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ПРОСЛОЕК С НЕОДНО- РОДНОСТЯМИ СТРУКТУРЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ Ni_2MnGa С ЭФФЕК- ТОМ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ	204
Шматок Е. В., Остриков О. М. ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ У ВЕРШИНЫ МЕХАНИЧЕСКОГО КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА Ni_2MnGa С ЭФФЕКТОМ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ	205
Олесюк О.В., Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д. СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ $Mo-C-Cu$, ПОЛУЧЕН- НЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО- ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ	206
Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Кули-заде Э.С. РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ В СИСТЕМЕ $Yb-Yb Bi_4Se_7$	207
Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.Б., Волков К.В., Морозов К.В., Полевой Е.В., Ал- сараева К.В., Фефилова А.А. ВНУТРЕННИЕ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ В РЕЛЬСАХ	208
Данилов В.И., Шаркеев Ю.П., Шляхова Г.В., Ерошенко А.Ю., Зуев Л.Б., Орлова Д.В. АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И КОНСТ- РУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ	209
Покропивный А.В., Солонин Ю.М. СТРУКТУРА, ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА И ТВЕРДОСТЬ $C8$ ФАЗЫ	210
Потехина Л.Н., Лобова В.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ФИЛЬТРАЦИОННЫХ МА- ТЕРИАЛОВ И МЕМБРАН	211
Пахомов А.В., Соколенко В.И., Диденко С.Ю., Ильченко Н.И. УСТАЛОСТЬ СЛОИСТЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ $Cu-Fe$	212
Даниленко И.А., Константинова Т.Е., Волкова Г.К., Бурховецкий В.В. ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТРЕЩИ- НОСТОЙКОСТЬ КЕРАМИКИ СОСТАВА $ZrO_2-3 \text{ мол\%} Y_2O_3$	213

Звягинцева А.В. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОДОРОДНОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ МЕТАЛЛОВ С УЧЕТОМ ПОЛЕЙ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ РАЗЛИЧНОЙ ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ	214
Звягинцева А.В., Морозов А.Н. ВОЗМОЖНОСТЬ ДОПИРОВАНИЯ ДЕЙТЕРИЯ В ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ Ni - In КОМПОЗИТЫ	215
Босин М.Е., Омельченко Н.В. ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ	216
Пермякова И.Е., Глезер А.М., Шурыгина Н.А. ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Fe-Cr-B НА ИЗМЕНЕНИЕ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК	217
Береснев В.М., Торяник И.Н., Соболев О.В., Андреев А.А. Сердюк И.В., Немченко У.С. АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ МНОГОЭЛЕМЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ	217
Марченко И.Г., Неклюдов И.М., Пархоменко А.А. ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ КРИСТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ	218
Прозорова М. С., Ковалева М. Г., Арсеев М. Ю., Павленко И. А., Докалов В. С., Мамунин К. Н. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО НА МНОГОКАМЕРНОЙ ДЕТОНАЦИОННОЙ УСТАНОВКЕ	219
Podolskiy A.V., Tabachnikova E.D., Psaruk I.A., Lapovok R., Ng H.P. EFFECT OF THE LOW TEMPERATURE ESCAP ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM	221
Podolskiy A.V., Tabachnikova E.D., Geist D., Schafler E., Zehetbauer M.J. LOW TEMPERATURE MECHANICAL PROPERTIES OF THE NANOSTRUCTURED COBALT PROCESSED BY HIGH PRESSURE TORSION AT 300 AND 77 K	221
Василенко Т.А., Кириллов А.К., Слюсарев В.В. ИЗМЕРЕНИЕ ПОРИСТОСТИ ИСКОПАЕМЫХ УГЛЕЙ НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ ПРЕССОВАНИЯ НАНОПОРОШКОВЫХ И ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	222
Грызунова Н.Н., Мальцев А.В., Тюрков М.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М. СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ МЕДНЫХ ПОКРЫТИЙ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ	223
Старостенков М.Д., Айш М.М. МОЛЕКУЛЯРНЫХ ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАТОНИКОВ СПЛАВА Ni ₃ Fe	224
Константинова Т.Е., Белошенко В.А., Глазунова В.А. О ПРИРОДЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В ДЕФОРМИРУЕМОМ Nb-Ti СПЛАВЕ	225
Григорьева О.П., Файнлейб А.М., Пурикова О.Г., Старостенко О.Н., Гусакова К.Г. АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ К МЕТАЛЛАМ ТЕРМОСТОЙКИХ ПОЛИЦИАНУРАТОВ И ИХ НАНОКОМПОЗИТОВ	226
Файнлейб А.М., Григорьева О.П., Гусакова К.Г., Лавренюк Н.С. ВЯЗКОУПРУГИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОМОДУЛЬНЫХ ТЕРМОСТОЙКИХ ПОЛИЦИАНУРАТОВ	227
Именной указатель	228
Содержание	233

Научное издание

МАТЕРИАЛЫ
55-й Международной конференции
«Актуальные проблемы прочности»

9-13 июня 2014 года
Харьков, Украина

Сборник материалов

Все работы публикуются в авторской редакции

Ответственные за выпуск М.Б. Лазарева, Т.В. Ситнянская
Компьютерная верстка Е.В. Черняева

Подписано в печать 21.05.2014. Формат 60X84/16. Ризопечатъ. Усл.п.л. 14,6.
Уч.-изд.л. 19,8. Тираж 190. Заказ №48

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
61108, г. Харьков, ул. Академическая, 1