

Фазовые превращения и прочность кристаллов

**V Международная конференция,
посвященная памяти академика Г.В. Курдюмова**



Черноголовка, 2008

Российская Академия наук
Министерство образования и науки РФ
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред.
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов
Институт физики твердого тела РАН
Институт металловедения и физики металлов
им. Г.В.Курдюмова
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина

Пятая Международная конференция
**«Фазовые превращения
и прочность кристаллов»,**
посвященная памяти
академика Г.В.Курдюмова

17 – 21 ноября 2008 года

С б о р н и к т е з и с о в

**Черноголовка
2008**

УДК 669.01
ББК К 34, В 22

Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тез. V Международной конференции (17 – 21 ноября, Черноголовка), Черноголовка, 198 с.

Тезисы публикуются в авторской редакции

**АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ
МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ. ОТ ИДЕЙ И ОТКРЫТИЙ
АКАДЕМИКА Г.В. КУРДЮМОВА ДО СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И
ПРАКТИЧЕСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ**

Пушин В. Г.

Институт физики металлов УрО РАН, г.Екатеринбург, Россия

pushin@imp.uran.ru

Представлен обзор современного состояния металлостроения интерметаллидов цветных металлов и сплавов на их основе, способных испытывать высокообратимые термоупругие мартенситные превращения типа (ТМП). Явление термоупругого равновесия при мартенситных переходах впервые было открыто академиком Г.В. Курдюмовым и послужило основой для создания нового обширного класса материалов, отличающихся необычными физико-механическими свойствами и так называемыми эффектами памяти формы. В обзоре рассмотрены основные идеи и открытия академика Г.В. Курдюмова в данной области и их воплощение в современном материаловедении. Дана классификация и механизмы реализации эффектов памяти формы (ЭПФ), эффектов сверхупругости и высокой обратимой деформации превращения под нагрузкой (при прямом превращении) или ее снятии (при обратном превращении), эффектов высокой пластичности. Анализируются особенности ТМП, ответственные за осуществление ЭПФ. Рассмотрено влияние термических и термомеханических обработок аустенита на последующие ТМП и ЭПФ.

Значительное внимание уделено рассмотрению особенностей мартенситных превращений и физико-механических свойств сплавов на основе никелида титана. Среди конструкционных и функциональных материалов, испытывающих мартенситные превращения, сплавы никелида титана имеют самые высокие прочностные и пластические свойства. При этом они демонстрируют уникальные по величине и воспроизводимости ЭПФ, высокую надежность и долговечность их реализации (механотермическую, механоциклическую, термоциклическую). Обладая хорошей свариваемостью, высокой коррозионной стойкостью, биологической совместимостью и простым химическим составом, они отличаются также технологичностью металлургического процесса и последующих производственных переделов. Как сплавы с памятью формы они единственные находят практическое применение и пока незаменимы в ответственных изделиях и устройствах нового поколения в технике и медицине. Важное практическое применение наряду с деформационными и температурными эффектами имеют силовые эффекты генерации и релаксации напряжений при ТМП, как прямых, так и обратных.

Рассмотрены принципы и технологические подходы реализации различных структурных состояний в сплавах с ЭПФ: моно- или поликристаллического (обычного крупнозернистого, КЗ, субмикро-, СМК, или нанокристаллического, НК), одно- или многофазного. Показано, что одним из эффективных способов получения объемных СМК и НК высокопрочных сплавов Ti-Ni служит метод интенсивной пластической деформации (ИПД) или быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с термообработкой. Показано, что если у большинства материалов с СМК и НК структурами, полученными ИПД или БЗР, высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность при комнатной температуре (менее 10 % относительного удлинения), метастабильные сплавы никелида титана проявляют необычно высокую способность к деформированию и, что особенно важно, высокое равномерное удлинение при растяжении.

Работа выполнена при частичном финансировании проектами РФФИ №№07-03-96062 и 08-02-00844, госконтрактом №02.513.11.3197 и рядом других.

МАРТЕНСИТНЫЕ И НЕМАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Эстрин Э. И.

*Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова
Центрального научно-исследовательского института черной металлургии
им. И.П. Бардина, Москва, Россия*
eiestrin@mail.ru

Полиморфные превращения могут происходить двумя способами – "нормальным" при высоких температурах и мартенситным – при низких. Нормальное и мартенситное превращения различаются кинетикой, структурой и свойствами продуктов превращения. Предполагается, что нормальное превращение осуществляется путем независимого перехода атомов через межфазную границу, мартенситное – кооперативным, сдвиговым путем.

Экспериментальные данные, в том числе полученные при изучении полиморфных превращений при высоких давлениях, показывают, что признаки мартенситных превращений присутствуют при классических "нормальных" (немартенситных) превращениях. При нормальном превращении обнаружена ориентационная связь исходной и конечной фаз. Скорость роста пакетного мартенсита мала и близка к скорости роста кристаллов при нормальном превращении. Затухание превращения в изотермических условиях, считавшееся характерным для мартенситных превращений, обнаружено и при нормальном превращении. Наличие "мартенситного" рельефа установлено при высокотемпературном превращении в нитевидных кристаллах железа. В тех случаях, когда при высоких давлениях удастся проследить за развитием полиморфного превращения в широком интервале температур, наблюдается непрерывный переход от нормального превращения при высоких температурах к мартенситному – при низких. При нагреве мартенсита происходят процессы, приближающие структуру мартенсита к структуре продуктов нормальных превращений.

Кинетика фазовых превращений определяется двумя параметрами – термодинамической движущей силой превращения и температурой. Термодинамическая движущая сила определяет величину энергетических барьеров при зарождении и росте кристаллов новой фазы, температура – вероятность преодоления этих барьеров и степень развития релаксационных процессов. При большой термодинамической движущей силе барьеры исчезают, и превращение развивается атермическим путем с большой скоростью. Релаксационные процессы при этом развиваются в минимальной степени. Этим условиям соответствует атермическое мартенситное превращение. При малом термодинамическом стимуле и высокой температуре барьеры для роста и зарождения велики, превращение происходит как термически активируемый процесс с высокой энергией активации, релаксационные процессы реализуются в максимальной степени. Продуктом превращения в этом случае является хорошо релаксированная полиэдрическая структура, характерная для "нормальных" превращений. При промежуточном значении термодинамического стимула и промежуточной температуре наблюдаются промежуточные структурно-кинетические варианты превращения – изотермическое мартенситное и "промежуточное" (бейнитное).

Резкой границы между нормальными и мартенситными превращениями не существует, различные структурно-кинетические виды полиморфных превращений связаны между собой и могут быть описаны в рамках единого подхода.

НОВАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Мильман Ю. В.

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

Физическое определение пластичности – способность материала к остаточной деформации под нагрузкой. Пластичность, как фундаментальное свойство, не может быть определена через сложный и многофакторный процесс разрушения. Однако на практике пластичность обычно определяют как деформацию до разрушения δ при испытании на растяжение.

Предложена характеристика пластичности $\delta^* = \epsilon_p / \epsilon_t$, где ϵ_p – пластическая деформация, а ϵ_t – общая упруго-пластическая деформация [1,2]. Параметр δ^* – доля пластической деформации в общей упруго-пластической деформации хорошо соответствует физическому определению пластичности, δ^* может быть определена при различных методах механических испытаний, однако, наиболее целесообразно определять δ^* при индентировании пирамидальными инденторами. При этом автоматически обеспечивается необходимое постоянство ϵ_t , а температура хладноломкости T_x резко снижается.

Разработана теория и методика определения δ_H^* при микроиндентировании [1] и при инструментальном индентировании (нанотвердость) [2]. По определению δ_H^* – это безразмерный параметр, причем $0 < \delta_H^* < 1$. Обычно $\delta > 0$ при условии $\delta_H^* \geq 0,9$.

Новая концепция пластичности позволяет характеризовать пластичность новых материалов, хрупких при испытании на растяжение. В табл. 1 приведены значения δ_H^* для материалов с различным типом межатомной связи и различной атомной структурой. Изучено влияние размера зерна d на δ_H^* и показано, что при выполнении закона Холла-Петча $\delta_H^* = \delta_{H_1}^* - K_1 d^{-1/2}$, где $\delta_{H_1}^*$ – пластичность монокристалла, а $K_1 = \text{const}$. δ_H^* существенно снижена для наноматериалов. При увеличении плотности дислокации ρ δ_H^* также снижается, при этом $\delta_H^* = \delta_{H_2}^* - K_2 \rho^{1/2}$, где $\delta_{H_2}^*$ – пластичность бездислокационного кристалла, а $K_2 = \text{const}$. Изучена температурная зависимость δ_H^* для ряда материалов и установлены общие закономерности зависимости $\delta_H^*(T)$ в температурных интервалах холодной, теплой и горячей деформации. Показано, что в области холодной деформации δ_H^* линейно снижается с уменьшением температуры. Это позволило экстраполировать $\delta_H^*(T)$ на температуру 0 К.

Пластичность при 0 К $\delta_H^*(0)$ предлагается рассматривать как фундаментальную характеристику материала при дислокационном механизме деформации в отсутствие термических флуктуаций атомов и обсуждать для каждого материала одновременно с величиной напряжения Пайерлса–Набарро $\sigma_s(0)$.

При создании высокопрочных материалов снижается пластичность δ_H^* , поэтому необходимо находить оптимальное соотношение прочности и пластичности для конкретных изделий, а не стремиться только к повышению прочности и твердости.

Установлена аналитическая связь пластичности при 0 К $\delta_H^*(0)$ с параметрами термически активируемого движения дислокаций (энергией активации движения дислокаций U и активационным объемом V), а также с температурой плавления $T_{\text{плав}}$ и модулем Юнга E . Увеличение высоты потенциальных барьеров (U), уменьшение их ши-

рины (V) и повышение $T_{\text{плавл}}$ приводят к снижению δ_H^* (0). Вместе с тем, рост модуля Юнга E , который увеличивает и прочностные характеристики, приводит к увеличению и δ_H^* (0).

Таблица 1. Характеристика пластичности δ_H^* для различных материалов при комнатной температуре

Материал	δ_H^*	
ГЦК металлы (Cu, Al, Au, Ni)	0,97÷0,99	
ОЦК металлы (Fe, Nb, Cr и др.)	0,92÷0,97	
ГПУ металлы (Co, Re, Ti и др.)	0,95÷0,97	
Сталь 0,8% С	Зернистый перлит	0,92
	Сорбит	0,91
	Мартенсит	0,79
Интерметаллиды	Al ₃ Ti	0,76
	Al ₆₁ Cr ₁₂ Ti ₂₇	0,81
	Al ₆₆ Mn ₁₁ Ti ₂₃	0,87
Аморфные металлические сплавы	Ленты на основе Fe и Co	0,60
	Массивные образцы на основе Zr и Ti	0,70÷0,75
Квазикристаллы	Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	0,47
	Al ₇₀ Pd ₂₀ Mn ₁₀	0,72
Керамика	SiC (0001)	0,28
	Al ₂ O ₃ (0001)	0,52
	TiB ₂	0,44
	TiC (100)	0,46
	ZrC (100)	0,45
	NbC(100)	0,56
	ZrN	0,64
	WC (0001)	0,83
Ковалентные кристаллы	C, алмаз (001)	0,01
	Si (111)	0,36
	Ge (111)	0,44
Покрытия	На основе TiN	0,55÷0,65
	На основе TiC	0,45

Определение характеристики пластичности при инструментальном индентировании (в отличие от определения δ_H^* при микроиндентировании) не требует знания твердости HM , значений модуля упругости E и коэффициента Пуассона ν , что существенно повышает точность определения пластичности.

Новая концепция пластичности впервые позволила определять и сравнивать между собой пластичность различных новых материалов, хрупких при испытании на растяжение (ОЦК металлы ниже T_x , керамика, аморфные металлические сплавы, наноматериалы, квазикристаллы, фуллериты и различные композиты).

1. Yu.V.Milman, B.A.Galanov, S.I.Chugunova. Plasticity characteristic obtained through hardness measurement (overview No. 107), Acta met. and mater., No.9, v.41, 1993, p.2523-2532.
2. Yu.V.Milman. Plasticity characteristic obtained by indentation. J.Phys. D: Appl.Phys, v.41, 2008, 074013, 9pp.

ПРИРОДА МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ: 30 ЛЕТ СПУСТЯ

Ройтбурд А. Л.

University of Maryland, USA
Roytburd@wam.umd.edu

В докладе обсуждаются успехи в понимании природы мартенситного превращения, достигнутые в течение 30-ти лет после опубликования обзорной статьи Roytburd A.L., Kurdjumov G.V. "The nature of martensitic transformations.", *Materials Science and Engineering*. - 1979. - V. 39. - P. 141-167.

НОВЫЙ ВЗГЛЯД НА ПРИРОДУ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Глезер А. М.

ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва
glezer@imph.msk.ru

Проведены систематические экспериментальные и теоретические исследования по воздействию мегапластической деформации (МПД) при температурах ниже $0,4T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления), включая криогенную область температур, на структуру, кристаллографическую текстуру и физико-механические свойства кристаллических, аморфных и двухфазных аморфно-нанокристаллических состояний металлических систем, характеризующихся различным химическим и фазовым составом, а также различными структурными параметрами. Осуществлено дальнейшее развитие выдвинутой ранее новой концепции МПД, включающей в себя гипотезу о появлении новых каналов диссипации упругой энергии и принцип цикличности при формировании структурно-фазовых состояний по мере роста величины МПД. Установлена природа нанокристаллизации в процессе МПД аморфных сплавов. Экспериментальные исследования дополнены теоретическим рассмотрением диссипативных процессов, вызванных МПД.

ХРУПКИЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ – ПРОЧНОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ

Андриевский Р. А.

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка
Московской обл.*

Хорошо известна высокая прочность (твердость) и невысокая пластичность наноматериалов на основе металлов и сплавов, что связано, с одной стороны, с развитием сетки поверхностей раздела как стопоров для дислокационных сдвигов, а с другой стороны, – с исчерпанием дислокационной активности и другими механизмами осуществления деформации (например, зернограничным скольжением и зернограничной хрупкостью). Применительно к нанометаллам

и наносплавам отмеченные проблемы, особенно отклонения от известного соотношения Холла-Петча, широко исследуются теоретически и экспериментально, включая компьютерное моделирование (см., например, обзоры и монографии [1-4]).

В меньшей мере изучены особенности деформации для хрупких материалов – интерметаллидов, оксидов, карбидов, боридов, нитридов и других фаз, разрушающихся в большинстве случаев хрупко, без остаточной пластической деформации. В докладе обсуждена, проанализирована и обобщена информация по этому вопросу. Отмечено, в частности, значительно меньшее, по сравнению с металлами и сплавами, изменение твердости при переходе в нанокристаллическое состояние. Фрактографические исследования показали наличие ярко выраженного интеркристаллитного излома, который трансформируется в транс-кристаллитный при увеличении размера кристаллитов до нескольких микрон, что следует также из оценок по Гриффитсу размера зародышевой трещины. Для наноструктурных нитридных и боридных пленок выявлено наличие гомогенной и негомогенной деформации. Последний вид характеризуется локализацией сдвига и образованием сдвиговых полос со ступеньками, что наблюдается также для аморфных объектов.

Интересны результаты электронномикроскопических исследований, выявивших проявление пластичности в наноразмерных объектах на основе тугоплавких нитридов и карбидов. Для пленок TiN с ярко-выраженной столбчатой структурой наблюдалась остаточная пластическая деформация хрупких столбов нитрида титана (диаметр 200-300 нм) в изломе отпечатков при дюротметрических исследованиях (т.е. в условиях объемного неравномерного сжатия). Наличие пластической деформации зафиксировано также для монокристаллических проволок кремния и карбида кремния (β -SiC) диаметром менее 70-100 нм при наблюдении их изгиба и растяжения *in situ* в просвечивающих и сканирующих электронных микроскопах [5,6]. При температуре менее 80°C деформация составляла более 100%; фиксировалось повышение плотности дислокаций в начальной стадии и аморфизация структуры в конечном периоде. Компьютерный эксперимент деформации нано – SiC (18,7 миллионов атомов; 62,5x62,5x53,5 нм³; размер кристаллитов ~8 нм; комнатная температура) выявил наличие зернограничного скольжения на первой стадии деформации и последующие внутриверенные сдвиги [7].

Изучение сверхпластичности наноматериалов стимулируется возможностью снижения температуры этого процесса для практического использования. Для ряда наносплавов на основе Al, Ti, Mg и Ni, а также некоторых оксидных нанокомпозитов за счет наноструктуры удалось снизить температуру проявления сверхпластичности и повысить скорость деформации вплоть до параметров так называемой высокоскоростной сверхпластичности (скорость деформации $\geq 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) [3,4,8]. Однако в этой проблеме остается немало слабо изученных вопросов, связанных с природой границ зерен, необходимостью подавления динамической рекристаллизации и образования межзеренных полостей, что пока тормозит реализацию новых режимов обработки давлением наноматериалов различных классов.

Список литературы

1. М.Ю. Гуткин, И.А. Овидько. Физическая механика деформируемых наноструктур. Том I. Нанокристаллические материалы. СПб: Янус, 2003; Т. II. Нанокристаллические пленки и покрытия. СПб: Янус, 2005
2. M.A. Meyers, A. Mishra, D. Benson. Progress in Mater. Sci. **51**, 427 (2006).
3. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007).
4. Р.А. Андриевский, А.М. Глезер, в печати.
5. X.D. Han, Y.F. Zhang, K. Zheng et al. Nano Lett. **7**, 452 (2007).
6. Y. Zhang, X. Han, K. Zheng et al. Adv. Funct. Mat. **17**, 3435 (2007).
7. I. Szlufarska, A. Nakano, P. Vashishta. Science **309**, 911 (2005).
8. K. Hiraga, B.-N. Kim, K. Morita et al. Sci. Technol. Adv. Mater. **8**, 578 (2007).

«XRD – ТЕАТР» СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Шехтман В. Ш.

Институт физики твёрдого тела РАН, 142432 Черноголовка, Московской обл.
shekht@issp.ac.ru

Предметом данного сообщения являются экспериментальные проблемы рентгеновской кристаллографии в приложении к задачам изучения фазовых переходов в ферроэлектриках, ВТСП соединениях и некоторых других материалах.

Почти сто лет прошло со старта работ, посвященных дифракции рентгеновских лучей (Лауэ, Брэгги 1912, 1913). Развитие этих работ отличалось и высокой активностью и обнаружением большого объёма существенно новых эффектов, возникновением целого слоя новых понятий о процессах превращений в кристаллических объектах.

Своеобразное «очарование» в этом плане принадлежит феномену эволюции кристаллической решетки и рентгендифракционному изучению фазовых и структурных превращений. Именно с этими процессами связан значительный вклад акад. Г.В. Курдюмова в современное физическое материаловедение. Здесь проходит и своеобразное разграничение двух экспериментальных путей – классическая расшифровка ранее неизвестной структуры, либо установление цепочки структурных преобразований и ориентационных взаимосвязей между элементами новой субструктуры и «прафазы».

Главная задача дифракционного исследования во втором из указанных направлений заметно отличается от классических путей Фурье-синтеза при структурных расшифровках. В общих словах, если бездиффузионное структурное превращение происходит в монокристалле, результатом этого является возникновение существенно нового объекта, имеющего хорошую «память» о координатных осях исходной фазы. С позиции дифракционных экспериментов это уже не монокристалл, но и не поликристаллическое состояние материала. В простейшем описании объект представляет собой суперпозицию доменов новой структуры (соизмеримой либо несоизмеримой) с разнообразной взаимной ориентацией. Особенностью весьма значительного опыта, накопленного к настоящему времени, является использование РСА для детального структурного анализа, отличающегося от традиционного маршрута «проб и ошибок». Здесь определяющим становится анализ кристаллографической иерархии групп симметрии и установление ориентационных параметров для доменов новой фазы. Для этих целей весьма существенным становится использование экспериментальной техники, обеспечивающей дифракционную регистрацию “in situ”: специальные камеры для съёмки в широком интервале температур, при высоких давлениях, в условиях механической деформации, при лазерной накачке образцов ит.п.

3. Оптические схемы, используемые для этих задач весьма разнообразны. Для монокристаллических объектов отметим изучение распределения интенсивности вокруг рефлексов в обратном пространстве, анализ расщепления на сателлиты, установление диффузных зон, угловую сканирующую топографию при циклировании температуры, электрической поляризации и других воздействиях.

В докладе приводятся примеры результатов выполненных исследований:

- ориентационные состояния и домены в кристаллах семейства перовскита, ди-гидрофосфата калия и др.; влияние температуры и электрических полей;
- структурные превращения и реальная структура ВТСП оксидов;
- несоизмеримые модуляции в прустите;
- особенности структурных преобразований в кристаллах манганита лантана.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРАХ

Соменков В. А.

РНЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия
somenkov@issph.kiae.ru

На основе нейтронных исследований рассмотрены фазовые превращения в аморфных и нанокристаллических системах различного типа (углеродных, металл-водородных и углеводородных), обусловленных влиянием поверхности, лапласова давления и примесей. Установлено наличие полиаморфных переходов, связанных с существованием реальных или виртуальных кристаллических аналогов, а также возникновением метастабильных фаз и рассмотрены возможные приложения полученных результатов. Методом дифракции нейтронов и рентгеновских лучей исследованы хорошо изученные ранее дейтериды: $\text{NbD}_{0.95}$ и $\text{NbD}_{1.84}$, $\text{TaD}_{0.75}$ и $\text{VD}_{0.5}$, подвергнутые механоактивации (размолу в шаровых мельницах на воздухе). Обнаружено, что при таком воздействии в $\text{NbD}_{0.95}$ происходит существенное изменение дифракционной картины уширение пиков, исчезновение сверхструктурных пиков, соответствующих звезде волнового вектора $(\frac{1}{2}\frac{1}{2}0)$, появление новых сверхструктурных пиков типа (100), а также расщепление структурных пиков с $c/a \sim 1,07$. С помощью механоактивации получены образцы аморфных фуллеренов и изучена их структурная стабильность по отношению к температурным воздействиям. При высокотемпературном (600-1600 К) отжиге аморфных фуллеренов обнаружен полиаморфный переход из молекулярного стекла в атомарное, сопровождающийся исчезновением фуллеренных гало при малых углах рассеяния. При изучении взаимодействия водорода под давлением >100 атм и температуре выше 400°C с аморфными фуллеренами было установлено образование кристаллической гидридной фазы, содержащей около 4 вес % водорода (примерного состава C_2H). Структура этой фазы по данным рентгеновской и нейтронной дифракции оказалась графитоподобной с $a \approx 2a_{\text{гр}}$, $c \approx c_{\text{гр}}$ (аналогично интеркалатам щелочных металлов). Фаза обладает ферромагнитными свойствами.

Полученные результаты показывают, что в наноразмерных системах возможны фазовые переходы, изменение фазового состояния, фазовых границ и координации атомов отличные от превращений в кристаллических образцах.

Работа поддерживается РФФИ, грант №06-02-17062

ЭВОЛЮЦИЯ НАНО И МИКРОПОРИСТОСТИ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г.

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Разработка научных основ повышения и прогнозирования работоспособности металлических материалов и изделий в той или иной степени связана с проблемой их пористости. Действительно, микроскопические поры и трещины являются характерными дефектами, которые зарождаются либо в процессе эксплуатации материалов в местах

локализации пластической деформации; либо при коррозионных и радиационных воздействиях; либо образуются в связи с особенностями технологии получения (порошковые, литые и аморфные сплавы; электролитические и напыленные пленки; керамики и т.д.)

В [1] развит концепциальный подход к порам, как к фазово-структурным неоднородностям, которым присущи особенности как трехмерных (объемных) дефектов, так и двумерных (пленарных, имея в виду определенную аналогию между состоянием атомных слоев на поверхности пор и на поверхности любых твердых тел).

Как правило, увеличение эксплуатационной или технологической пористости ведет к деградации физико-механических свойств (в том числе – прочности) твердых тел, а регенерации сплошности, например, за счет залечивания пористости, позволяет улучшить эти свойства.

В данном сообщении рассматриваются особенности нано и микропористости в некоторых ультракристаллических материалах, приготовленных при равноканальном угловом прессовании, и в аморфных сплавах (АС), полученных при сверхбыстрой закалке.

Анализируется влияние пористости и её изменения при термобарических воздействиях на прочностные, упругопластические и (в случае АС) магнитные свойства исследованных материалов.

Работы выполнены при финансовой поддержке РФФИ (проект №07-03-00659-а) и Программе Президиума РАН П-03 (проект 2.18).

1. П.Г.Черемский, В.В.Слезов, В.И.Бетехтин. «Поры в твердом теле». Энергоатомиздат, М. (1990), 374 с.

АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ С ПОЗИЦИЙ ТЕОРИИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ

Ботвина Л. Р.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН
botvina@ultra.imet.ac.ru

Развитие многих областей науки доказывает полезность междисциплинарного подхода к исследуемым явлениям, базирующегося на физической аналогии описываемых процессов и их общих закономерностях, для рассмотрения которых в последнее время привлекается теория критических явлений и фазовых переходов. Отмеченная в литературе аналогия в соотношениях, предложенных для критического зародыша твердой фазы и критической длины трещины, свидетельствует и о возможности использования теории фазовых переходов для анализа процессов деформации и разрушения. На основе такого подхода с единых позиций теории фазовых переходов были рассмотрены закономерности пластической деформации и разрушения твердых тел, кристаллизации и течения жидкости, оценены параметры порядка процессов фазового перехода и критические индексы в новых степенных соотношениях, описывающих закономерности этих процессов. Установлена взаимосвязь критических индексов с энергией активации, которая подтверждена путем анализа результатов испытания полиметилметакрилата в условиях ползучести. Предполагается, что развиваемый подход позволит связать явления, происходящие в твердых, жидких и газообразных средах.

РОЛЬ ДИФФУЗИОННО-КОНТРОЛИРУЕМЫХ ПРОЦЕССОВ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Колобов Ю. Р.

*Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий Белгородского госуниверси-
тета, г. Белгород, Российская Федерация,
kolobov@bsu.edu.ru*

Разработка новых конструкционных и функциональных металлических материалов с улучшенными свойствами базируется на результатах фундаментальных исследований закономерностей формирования их структуры и природы физико-химических процессов, протекающих в таких материалах в реальных условиях эксплуатации. Формирование физико-механических, электрофизических и других свойств материалов во многом определяется внутренними поверхностями раздела (границы зерен, субзерен, фаз, а также внутренние свободные поверхности раздела, связанные с наличием пор и трещин). Поэтому увеличение протяженности межкристаллитных границ при уменьшении размера зерен и фаз и переход от обычных поликристаллических материалов к субмикро- и нанокристаллическим ведет к существенному изменению в развитии процессов тепло- и электропереноса, пластической деформации и разрушения, деградации структуры [1].

В докладе рассмотрены закономерности и механизмы диффузионно-контролируемых процессов на внутренних межкристаллитных поверхностях раздела в металлических системах с субмикро- и нанокристаллической структурой. Обосновываются представления о том, что наука о диффузионных процессах на границах раздела является областью исследований, в которой сочетание теоретических и экспериментальных исследований, а также компьютерного моделирования имеет принципиальное значение [2]. Это обусловлено множеством факторов, влияющих на развитие указанных процессов на атомном уровне. В докладе, основываясь, главным образом на оригинальных данных проводится обсуждение закономерностей и механизмов указанных выше процессов, начиная с фундаментальных исследований с последующим рассмотрением вопросов их практического использования.

Список литературы

1. Kolobov Yu.R., Valiev R.Z., Grabovetskaya G.P. at al. Grain Boundary Diffusion and Properties of Nanostructured Materials. Cambridge International Science Publishing, 2007, 250 p.
2. Колобов Ю.Р., Липницкий А.Г., Неласов И.В., Грабовецкая Г.П. Исследования и компьютерное моделирование процесса межзёренной диффузии в субмикро- и нанокристаллических металлах. Известия вузов. Физика, № 4-5, 2008, с. 20-39
3. Колобов Ю.Р., Липницкий А.Г., Салищев Г.А., Иванов М.Б. «Роль диффузионно-контролируемых процессов в формировании структуры и свойств субмикро- и нанокристаллических материалов» (обзор) Российские нанотехнологии, 2008 (в печати)

ОБНАРУЖЕНИЕ ЭФФЕКТА АВТОБЛОКИРОВКИ ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ

Гринберг Б. А.¹⁾, Иванов М. А.²⁾

¹⁾Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²⁾Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАН Украины,
Киев, Украина

bella@imp.uran.ru, ivanov@imp.kiev.ua

Представлены результаты теоретического и экспериментального исследования эффекта автоблокировки, заключающегося в превращении дислокаций при нулевом внешнем напряжении из скользящих конфигураций в заблокированные, вытянутые вдоль выделенных направлений. Автоблокировка дислокаций рассматривается как часть общей проблемы автолокализации, известной для других объектов и в других средах. Установлена связь между автоблокировкой и многодолинным характером потенциального рельефа дислокации. Показано, что контролирующим здесь является термоактивированный процесс переброса дислокации из мелкой долины потенциального рельефа в глубокую, который осуществляется посредством выбрасывания двойного перегиба и последующей его переориентации. Вычислена движущая сила этого процесса, которая определяется разностью в глубине долин. Получены соотношения между характерными временами. Сформулированы условия реализации процесса, приводящего к автоблокировке.

Автоблокировка дислокаций наблюдалась в экспериментах по нагреву без нагрузки после предварительной деформации интерметаллидов. Температуры деформации и нагрева менялись в широких пределах. Автоблокировка обнаружена для сверхдислокаций в сплавах $Ni_3(Al, Nb)$ и $TiAl$, а также для одиночных дислокаций в $TiAl$. При этом барьеры обнаружены также и в том температурном интервале, где они отсутствуют при динамическом нагружении, включая барьеры, вообще ненаблюдаемые при таком нагружении. Аналогичные эксперименты были проведены и для ОЦК металлов (Армко-Fe, Mo). Однако здесь автоблокировка дислокаций не была обнаружена. Проведено сравнение поведения одиночных дислокаций в $TiAl$ и дислокаций, имеющих вектор Бюргерса $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ в ОЦК металлах. Обнаружена связь между наблюдениями аномального хода предела текучести $\sigma_y(T)$ и автоблокировки. Получены доказательства того, что оба эффекта - аномалия $\sigma_y(T)$ и автоблокировка - имеют единую природу: двухдолинный потенциальный рельеф дислокации.

Доклад состоит из следующих разделов:

История проблемы

Стимул к автоблокировке: внутренняя структура сверхдислокации

Стимул к автоблокировке: внутренняя структура барьера

Стимул к автоблокировке: изменение глубины долины потенциального рельефа

Автоблокировка и аномалия предела текучести

Сравнение одиночной дислокации в $TiAl$ и $1/2\langle 111 \rangle$ -дислокации в ОЦК металле

Возможные применения экспериментов по нагреву без нагрузки

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ гранты №07-03-00144, 07-03-96122, проекта № 27 Программы Президиума РАН и Фонда содействия отечественной науке.

ДИСЛОКАЦИОННЫЕ И ДИФУЗИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ С УЛЬТРАМЕЛКИМ ЗЕРНОМ И РОЛЬ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА

Козлов Э. В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
kozlov@tsuab.ru

Механизмы пластической деформации поликристаллических агрегатов зависят: (1) от среднего размера зерна \bar{d} , (2) от функции распределения зерен по размерам, (3) преимущественной кристаллографической ориентации зерен, (4) от многочисленных особенностей как структуры границ зерен (ГЗ), так и тела зерен и (5) от наличия локализации и концентрации внутренних напряжений. Процессами деформации управляют критические интервалы размеров зерен. В зависимости от их величины включаются или выключаются различные механизмы деформации, увеличивается их вклад в формоизменение образца и изменяется степень локализации действия каждого из механизмов. Материалы в настоящем докладе базируются прежде всего на экспериментальных и теоретических результатах, полученных при деформации чистой меди при $T_{\text{комн}}$. Следует иметь в виду, что в нанобласти действие многих механизмов деформации является термически активируемыми.

С уменьшением среднего размера \bar{d} зерна с дислокационной субструктурой заменяются на зерна с хаотической дислокационной структурой, а затем и на бездислокационные зерна. Последние доминируют, начиная с размера $\bar{d} = 100$ нм и меньше. Формирование дислокационных скоплений и других субструктур затруднено при $\bar{d} < 200$ нм. При $\bar{d} > 200$ нм превалирует механизм дислокационного скольжения, а при $\bar{d} < 25$ нм превалируют зернограницные диффузионные механизмы и сохраняет важную роль решеточная диффузия вакансий и бивакансий. При $\bar{d} < 10$ нм значительна роль диффузии по тройным линиям границ зерен и силовое перемещение свободного объема. При $\bar{d} < 50$ нм велика роль диффузионного перемещения свободного объема. При $\bar{d} < 2,5$ нм кристаллическая структура начинает исчезать и при $\bar{d} < 1,5$ нм доминирует аморфное состояние. Соответственно изменяются механизмы деформации.

В интервале размеров зерен 10 нм...1 мкм зернограницные механизмы и дислокационные решеточные механизмы перекрываются. Здесь важна роль решеточных частичных дислокаций и зернограницных дислокаций. При комнатной температуре в меди наблюдается миграция границ зерен и динамическая рекристаллизация. В интервале размеров зерен 25 нм...100 нм заметную роль играют поодиочное испускание границами зерен и поглощение противоположными границами зерен одиночных дислокаций, которые при дальнейшем исследовании не обнаруживаются.

Таким образом, при малых размерах зерен в нанобласти имеет место богатая совокупность механизмов диффузии и скольжения как силовым, так и термоактивируемым действием.

ОСНОВНЫЕ СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ С НАНОРАЗМЕРНЫМ ЗЕРНОМ

Конева Н. А., Тришкина Л. И., Козлов Э. В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
koneva@tsuab.ru

Дан анализ современного состояния вопроса о стадийности деформации поликристаллического агрегата с нанозерном. Рассмотрение базируется на экспериментальных данных деформационного поведения преимущественно чистой меди при комнатной температуре. При анализе использованы как литературные данные, так и собственные результаты авторов. Основное внимание уделено интервалу среднего размера зерен 20...250 нм. Диагностирована картина стадий активной пластической деформации при растяжении и сжатии.

Установлено, что характерная для мезоуровня многостадийная зависимость $\sigma = f(\epsilon)$ (σ – напряжение, ϵ – деформация) большей частью сохраняется и для микро-, и для нанообласти размеров зерен. Деформационные зависимости $\sigma = f(\epsilon)$ и $\theta = f(\epsilon)$ ($\theta = d\sigma/d\epsilon$ – коэффициент деформационного упрочнения) в нанообласти являются либо в общем случае восьмистадийными, либо трехстадийными, либо реализуется промежуточный случай. Варианты картины деформационного упрочнения нанополикристаллов в основном связаны с появлением различных стадий с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения. Они обозначаются четными номерами. Переход от одной четной стадии к другой связан всегда со стадией с постепенно уменьшающимся значением θ . Такие стадии имеют нечетные номера (например, стадия III).

На деформационных кривых всегда присутствуют хорошо известные стадии II и III. После них в процессе деформации могут реализоваться различные варианты зависимости $\sigma = f(\epsilon)$: либо присутствует полная картина, в которой имеют место все стадии IV – VIII, либо завершает картину деформации одна линейная стадия. Это может быть или стадия IV ($\theta > 0$), или стадия VI ($\theta = 0$), или стадия VIII ($\theta < 0$). В промежуточном варианте наблюдаются зависимости $\sigma = f(\epsilon)$ с шестью стадиями, когда некоторые из перечисленных выше стадий отсутствуют.

Специальное внимание уделено проблеме макролокализации деформации. Она четко выражена как при сжатии, так и при растяжении на стадии VIII и иногда на стадии VI. С последней стадией чаще связана мезолокализация деформации.

Рассмотрены зависимости коэффициентов деформационного упрочнения θ_{II} , θ_{IV} и θ_{VI} от среднего размера зерна. Изменение коэффициентов деформационного упрочнения с изменением размера зерна связано с эволюцией механизмов деформации при переходе через критические параметры зеренной структуры. При весьма малых размерах зерен доминирующими механизмами являются перемещение свободного объема, диффузия по тройным линиям и границам зерен. С ростом размера зерна включается решеточная диффузия и скольжение частичных дислокаций. При дальнейшем росте размера зерна доминирующими становятся скольжение полных решеточных дислокаций, динамическая рекристаллизация и диффузия по дислокационным трубкам.

НАНОКОМПОЗИТНЫЕ СВЕРХТВЕРДЫЕ ПОКРЫТИЯ – МЕТОДЫ СИНТЕЗА, ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА

Коротаев А. Д.

Томский государственный университет, Томск,
korotaev@phys.tsu.ru

Идеи создания высокопрочных нанокристаллических материалов, основанные на представлениях о подавлении процессов роста зародышевых трещин, генерации и распространения дислокаций при уменьшении размеров кристаллитов до значений $d \leq 10 \div 15$ нм в настоящее время нашли эффективное использование при разработке сверхтвердых ($H_{\mu} \geq 40$ ГПа) и ультратвердых ($H_{\mu} \geq 80$ ГПа) покрытий.

В докладе рассмотрены современные физические принципы и методы конструирования таких покрытий, характерные особенности их дефектной субструктуры, фазового и упруго-напряженного состояния. На примере многоэлементных композиций показана высокая эффективность самоорганизации субструктуры наноконкомпозитных покрытий в условиях их фазового расслоения с образованием нерастворимых в нанокристаллах зернограничных фаз (в том числе аморфных), подавлением роста зародышевых трещин и дислокационных механизмов деформации при отсутствии характерной при размере зерна менее ($10 \div 15$) нм аномальной зависимости Холла-Пэтча.

С использованием методов просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, элементного анализа и наноиндентации выполнены исследования покрытий на основе нитрида титана и железа.

Обсуждаются вопросы дефектной структуры нанозерен, состояние зернограничных фаз, их взаимосвязь с элементным составом, механизмом роста покрытий, методами и условиями их синтеза.

Анализируются природа сверхтвердости и ее термическая стабильность.

Обсуждаются технологические способы синтеза указанных покрытий методами PVD (power vapour deposition).

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Глезер А. М., Добаткин С. В.*, Плотникова М. Р., Шалимова А. В.

ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва
glezer@imph.msk.ru

* ИМЕТ им. Байкова, г. Москва,
dobatkin@ultra.imet.ac.ru

Целью настоящей работы являлось выявление природы фазовых и структурных превращений при деформации неупорядоченных (аморфных) твердых тел при сдвиге под давлением, ведущем к мегапластической деформации (МПД). В качестве объектов исследования использованы аморфные сплавы на основе Ni и Fe. Сплавы были получены методом спиннингования расплава в виде ленты толщиной 30–40 мкм и шириной 5–10 мм. Часть образцов подвергали отжигу 380 °С 30 мин. для получения частично кристаллического состояния. Далее аморфные и частично кристаллизованные образцы

подвергались деформации в камере Бриджмена с использованием различного числа полных оборотов подвижной наковальни ($N = 0,5-8,0$) при гидростатическом давлении $P = 4-5$ ГПа и при температурах 298 и 77 К.

После деформации аморфных сплавов при $N = 1$ в аморфной матрице начинаются процессы перестройки атомов в рамках аморфного состояния или кристаллизация. Снижение температуры деформации с 293 К до 77 К приводит к замедлению структурно-фазовых превращений. Показано, что после ранних стадий МПД в камере Бриджмена изученных аморфных сплавов происходит заметное снижение микротвердости, сопровождаемое значимым изменением физических свойств. После таких же величин деформации в сплаве происходят существенные изменения не только микротвердости, но и коэрцитивной силы и намагниченности насыщения, измеренных в постоянном магнитном поле.

Установлено, что термически активируемые процессы нанокристаллизации могут протекать при очень низких температурах (77 К) в условиях очень больших величин МПД.

EVOLUTION OF UNIFORMLY STRESSED MICROPORE IN BRITTLE SOLID

Kukushkin S. A., Kuzmichev S. V.

*Institute for Problems in Mechanical Engineering Russian Academy of Science
199178 Saint-Petersburg, Russia*

ksaw@phase.ipme.ru; sergey.kuzmichev@gmail.com

The microscopic mechanism of appearance and evolution of micropore is proposed. According to this approach the assumption about initial crack existence is neglected. It is assumed that sources of cracks can be micropores forming from diffusion of vacancies in brittle solids under the fixed loading. The “gas” vacancies and micropores can be considered as two different phases. The micropores is considered as “negative” crystals and the vacancies as “void atoms”. The nucleation of pores from a supersaturated solution of vacancies is similar to the crystal formation from supersaturated solution. An equilibrium concentration of vacancies exists in the solid. Additional vacancies are formed in the crystal under an external loading. An excessive concentration of vacancies may initiate the process of micropore nucleation via fluctuation mechanism. The aim of paper is to investigate stability criterion of morphology of micropore and evolution its form.

It is analyzed evolution of morphology of micropore in brittle solids under external stress loading. It is shown that after external loading is applied vacancies diffuse into surface of micropore and join to germ of new phase. This process results to fluctuation of micropore surface. In this case surface tension on the boundary micropore-medium can stabilize the form of micropore. It is determined that if value of external load is more than critical load value form of micropore becomes instable and micropore can evolve transforming into crack germ.

It is also considered evolution of micropore using finite element method. It is done qualitative analysis of tendencies of transforming process into crack germ subject to perturbation of micropore form.

As mentioned with time micropore exhibits tendency to transform into the crack. Also such tendency is exhibited in the experiment. Such model of crack birth is deep analogy with arising dendrites in thin films.

МЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ ПОР В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ

Кукушкин С. А., Метс Л. И.

Санкт-Петербург, Институт Проблем Машиноведения РАН,
mets_leonid@mail.ru

Предложен механизм зарождения и эволюции микропор в двухкомпонентных стехиометрических твердых телах. Показано, что механизм роста пор в двухкомпонентных твердых телах, находящихся под нагрузкой идентичен механизму роста пор в однокомпонентных системах.

Физическая сущность проблемы

Актуальность проблемы образования дефектов в кристаллах в настоящее время не уменьшилась, а возросла в связи с прогрессом использования различных материалов, применяющихся в разнообразных областях. На сегодняшний день остается открытым вопрос о микроскопической природе разрушения материалов. В серии работ было показано, что причины процесса разрушения начинаются с образования микропор, рождающихся под нагрузкой. Процесс сливания пор из вакансий носит случайный, флуктуационный характер и является ни чем иным как фазовым переходом I рода. Он может быть описан уравнениями для фазовых переходов. В работах, касающихся фазовых переходов, было доказано, что в таких процессах существует критический размер поры, выше которого пора развивается необратимо, увеличивая свой размер. Целью данной работы, является исследования эволюции многокомпонентных систем. На первом этапе рассматриваются стехиометрические ионные соединения. Ионные стехиометрические соединения выбраны с той целью, чтоб начать исследования начальных стадий разрушения на самых простых объектах для дальнейшего рассмотрения.

Основные тезисы

1) Образуются и растут за счет наличия и диффузии вакансий, присутствующих в кристаллах под нагрузкой при температуре выше абсолютного нуля. Впоследствии поры могут кластеризовываться и образовывать микротрещины.

2) Переход вакансий в микропоры рассматривается как фазовый переход I рода.

3) Микропоры, при превышении некой критической нагрузки могут превратиться в микротрещины.

4) Структурным элементом является вакансия

5) Рассматриваются стехиометрические соединения

В работе показано, что: 1) механизм роста микропор в двухкомпонентной системе идентичен механизму порообразования в однокомпонентных твердых телах; 2) значения стационарных потоков порообразования в многокомпонентном случае зависит от стехиометрических соотношений в системе. 3) Формирование пор обуславливается процессами диффузии и кластеризации вакансии. 4) При достижении пор критического радиуса $R_{крит}$ за время $t_{стац}$ начинается активный процесс коалесценции. Образование пор в объеме кристалла приводит к появлению полей упругих напряжений в областях раздела пора-кристалл. Высвобождение избытка свободной энергии в кристалле, появляющееся после образования пор может достигаться посредством их коалесценции и дальнейшему образованию трещин или, как вариант, к активации химических процессов.

В данной работе мы не учитывали ряд факторов, таких как модификацию пор (изменение формы пор в процессе ее роста), вклад химических процессов при формировании микропористой системы. Несмотря на то, что учет этих факторов выходит за рамки настоящей работы, понятно, что в ряде случаев он необходим.

Список литературы

1. С.А.Кукушкин. Начальные стадии хрупкого разрушения твердых тел. 2003 г.
2. С.А.Кукушкин, В.В.Слезов. Дисперсные системы на поверхности твердых тел: механизмы образования тонких пленок (эволюционный подход). Наука. 1996 г.
3. Л.Д.Ландау, Е.М.Лифшиц. Статистическая физика. N1. М. Наука 1976. 584 с.
4. С.А.Кукушкин, В.В.Слезов. Распад и кристаллизация многокомпонентных твердых растворов и расплавов в адиабатических условиях. Химическая физика. Т. 9. N 4, 1990 г., с. 565-572.
5. В.И.Псарев, И.В.Салли. Коалесценция мелкодисперсных частиц и определение поверхностного натяжения на границе твердых фаз. Физика металлов и металловедения. Т.5., N 2, 1957

ОТРИЦАТЕЛЬНЫЙ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Альшиц В. И., Даринская Е. В., Колдаева М. В., Петржик Е. А.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия
mkoldaeva@ns.crys.ras.ru

Исследована подвижность индивидуальных дислокаций в кристаллах NaCl(Pb) в условиях совместного действия магнитного и электрического полей и импульсной механической нагрузки, а также их различных комбинаций. Показано, что в этих кристаллах наблюдается упрочнение в магнитном поле (отрицательный магнитопластический эффект) – добавление магнитного поля к механическому напряжению приводит к уменьшению дислокационных пробегов. В отсутствие магнитного поля концентрация примеси Pb практически не влияет на зависимость пробегов от амплитуды механического импульса, а при совместном действии механической нагрузки и магнитного поля происходит подавление пластичности, причем тем большее, чем выше концентрация примеси Pb. При добавлении еще и электрического воздействия происходит усиление упрочнения. Уменьшение средних пробегов дислокаций зависит от величины напряженности электрического поля E : начиная с некоторого порогового значения E_0 наблюдается резкий экспоненциальный спад. Величина E_0 заметно падает с повышением концентрации примеси Pb и довольно слабо увеличивается с ростом механической нагрузки. Кроме пробегов измерялась плотность подвижных дислокаций по отношению ко всем свежевведенным, позволившая найти вероятность старта дислокаций в единицу времени. Оказалось, что вероятность старта уменьшается с увеличением E аналогично среднему пробегу. Предложена физическая модель влияния электрического поля на отрицательный магнитопластический эффект, основанная на предположении о трансформации примесных ионов в результате электромиграции.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТИ

Альшиц В. И., Даринская Е. В., Колдаева М. В., Петржик Е. А.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

alshits@ns.crys.ras.ru

Исследовано влияние слабого электрического поля ($E = 0,1\text{--}25$ кВ/м) на магнито-пластический эффект (МПЭ) – движение дислокаций в немагнитных кристаллах под действием постоянного магнитного поля ($B = 0,05\text{--}1,2$ Тл) в отсутствие механической нагрузки. Измерялись пробеги индивидуальных дислокаций и плотность подвижных дислокаций при температурах $T = 77\text{--}293$ К в щелочно-галогенидных кристаллах с различным типом и концентрацией примеси. Показано, что в зависимости от типа примеси в магнитном поле может наблюдаться как пластификация (положительный МПЭ), так и упрочнение (отрицательный МПЭ).

Обнаружена сильная чувствительность МПЭ обоих знаков к электрическому полю. В кристаллах, проявляющих положительный МПЭ, при повышении напряженности электрического поля (дополнительного к магнитному) наблюдается переход от линейного роста подвижности дислокаций к экспоненциальному. Понижение температуры приводит к уменьшению вероятности старта W_{st} дислокаций в единицу времени и к увеличению значения переходного электрического поля E_0 , которое зависит также от типа и концентрации примесей. Термоактивационный анализ показал, что энергия активации движения дислокаций убывает с ростом E . В кристаллах, проявляющих отрицательный МПЭ, электрическое поле усиливает магнитостимулированное упрочнение. Так в кристаллах NaCl с примесью Pb при одновременном действии магнитного и электрического полей, а также механического напряжения обнаружен резкий экспоненциальный спад пробегов дислокаций и вероятности их старта, начиная с порогового значения напряженности электрического поля.

Сильное влияние электрического поля на МПЭ объясняется электромиграцией носителей заряда, приводящей к увеличению количества магниточувствительных стопоров: часть примесных ионов Me^{++} , находящихся на дислокациях, переходит в парамагнитное состояние Me^+ . В системе дислокация + преобразованный стопор под действием магнитного поля происходят спин-зависимые электронные переходы, приводящие к изменению высоты барьера (понижению или повышению). В случае понижения барьера (положительный МПЭ) внутренних напряжений кристалла хватает для открепления и последующего перемещения дислокаций. В случае повышения барьера (отрицательный МПЭ) для движения дислокаций в магнитном поле требуется приложение внешней механической нагрузки, причем гораздо большей, чем в его отсутствии.

Экспериментально разделены объемная и поверхностная составляющие влияния электрического поля на МПЭ. Поверхностные эффекты имеют значение при малых величинах электрического поля и времени магнитного воздействия (t). Для этих эффектов характерно насыщение по пробегам, определяемое средней длиной приповерхностных сегментов дислокаций; и они связаны с электромиграцией носителей по поверхности, которая происходит легче, чем в объеме. При увеличении E и t определяющую роль начинают играть объемные эффекты, к которым относятся и все описанные выше экспериментальные данные.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА АМОРФНОГО И КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Шалимова А. В., Глезер А. М., Носова Г. И., Сундеев Р. В.

ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина
shalimovy@mtu-net.ru

В настоящее время все возрастающий интерес исследователей направлен на изучение возможностей повышения структурно-чувствительных свойств металлических материалов путем использования сверхвысоких пластических или мегапластических деформаций. Первым этапом такого исследования должно быть установление кинетики изменения структуры материала в ходе сверхвысокой пластической деформации. В настоящей работе в камере Бриджмена (количество оборотов варьировалось от 0.5 до 4) деформировалась лента из одного и того же материала – $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, но в различном исходном состоянии: 1 – кристаллическое или частично кристаллическое; 2 – исходно аморфное. Предполагалось сравнить кинетики деформации выбранных состояний. Поведение материала в различных условиях контролировалось по изменению рентгеновских спектров соответствующих образцов. Рентгеновскую съемку проводили на аппарате ДРОН-3 в пошаговом режиме на медном излучении в интервале углов $2\theta: 10-120^{\circ}$. Определялись характеристики рентгеноаморфных гало: положение максимума, его интегральная ширина, определялась также объемная доля кристаллической и рентгеноаморфных фаз. Установлено, что:

в первом случае по мере увеличения степени деформации кристаллический образец аморфизируется. Причем, с увеличением количества оборотов (до 2) объемная доля аморфной фазы возрастает до 78%.

во втором случае, аморфный образец, с увеличением степени деформации, сначала кристаллизуется (0.5 оборота), а затем с увеличением степени деформации аморфизируется (так, при деформации 1 оборот объемная доля аморфной фазы составляет уже 64,2 %).

В обоих случаях характеристики первого гало (относительно исходного аморфного) ведут себя подобным образом: при увеличении степени деформации: центр тяжести гало смещается в сторону больших углов, полуширина и интегральная интенсивность растут. Величины определенных из рентгеновского эксперимента радиусов первой и второй координационных сфер оказались близкой к радиусу координационной сферы атома Ti, что говорит о том, что экспериментальный рентгеноаморфный спектр описывается спектром одной аморфной фазы (для степеней деформации при 1 и 2 оборотах). В случае же деформации на 4 оборота исходной аморфной фазы, возникло предположение о том, что экспериментальный спектр описывается суперпозицией рентгеноаморфных спектров двух типов. Таким образом, в ходе описанных исследований выявлена цикличность в изменении фазового состояния материала при сверхвысокой пластической деформации. Материал переходит из аморфного в кристаллическое состояние и обратно. Для уточнения полученных предварительных результатов предполагается провести более детальное исследование деформации и структурных превращений описанных состояний.

СТАБИЛИЗАЦИЯ ФАЗ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Варюхин В. Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
Донецк, Украина
var@hpress.ac.donetsk.ua

В настоящее время большой интерес представляет изучение $\alpha/\epsilon/\gamma$ фазовых переходов мартенситного типа в сплавах на основе Fe. Данные переходы протекают при достаточно низких температурах и сопровождаются относительно большими объемными эффектами превращения. Это обуславливает высокую чувствительность данных сплавов к воздействию давления и пластической деформации]. Кроме того, известно, что формирование нанокристаллической (НК) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) в условиях высоких давлений может оказывать существенное влияние на кинетику и полноту сдвиговых (мартенситных) превращений в сплавах данного класса.

В данной работе исследовано влияние перехода от крупнокристаллического (КК) состояния к НК состоянию на фазовый состав и упрочнение Fe и его сплавов при воздействии деформации и/или давления.

Объектами исследования служили следующие материалы: базовый сплав – α -Fe, Fe–Mn сплавы с концентрацией марганца $C_{Mn}=0 - 55$ mass. % и нержавеющие аустенитные сплавы на примере Fe–18Cr–10Ni сплава, имеющие различную энергию дефектов упаковки (ЭДУ) и, следовательно, разный фазовый состав в исходном состоянии после обработки на твердый раствор. Выбор данных материалов обусловлен тем, что сплавы на основе Fe–Mn (Cr + Ni)-твердого раствора являются основой для создания высокопрочных, немагнитных, демпфирующих, инварных, элинварных, износостойких, коррозионно-стойких сталей и сплавов со стабильной и метастабильной γ -фазой.

В работе также проведено рассмотрение с целью теоретического обоснования аномального гистерезисного поведения НК (средний размер зерен 10-100 нм) и субмикрокристаллических (СМК) (100–200 нм) образцов FeMn – сплавов с высоким содержанием марганца в условиях высокого квазигидростатического давления.

Проведенный нами анализ показал, что вследствие ограниченной растворимости марганца в мартенситной ϵ - фазе в условиях высокой горофильности межзеренных границ происходит процесс сегрегации марганца из тела зерна на его границы. Следовательно, приложенное к НК – материалу высокое квазигидростатическое давление, с одной стороны, способствует созданию ϵ - фазы, а с другой стороны, индуцирует сегрегацию марганца на границы. Это препятствует обратному переходу $P^{\gamma \leftarrow \epsilon}$ и может являться одной из причин стабилизации фазы высокого давления при нормальных условиях.

Полученные результаты комплексного исследования Fe и сплавов на основе Fe–Mn (Cr + Ni) твердого раствора выявили зависимость их структурно-фазового состояния от параметров ИПД под давлением, а также от исходного фазового и концентрационного состава, что, в конечном счете, определяет уровень механических и служебных свойств материалов данного класса. ИПД увеличивает степень превращения при образовании под давлением плотноупакованных фаз с ГПУ структурой в Fe, Fe–Mn и Fe–Cr–Ni сплавах. Сформировавшаяся при этом НК структура оказывает влияние на гистерезис $\alpha/\epsilon/\gamma$ - превращений в исследованных материалах.

О ПУТЯХ РЕШЕНИЯ АКТУАЛЬНОЙ ПРОБЛЕМЫ СТАРЕНИЯ, ОХРУПЧИВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ В ВОДОРОДНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ И МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДАХ. СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ СЕГРЕГАЦИОННАЯ НАНОФРАГМЕНТАЦИЯ СТАЛЕЙ В СВЯЗИ С ИХ СВОЙСТВАМИ

Нечаев Ю. С.

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

Yuri1939@inbox.ru

Работа посвящена рассмотрению эффективных и экономичных путей решения ряда актуальных технологических проблем на основе разработки необходимых (востребованных в технологическом плане) фундаментальных аспектов (основ), раскрытия микромеханизмов (физики) и взаимосвязи технологических процессов старения и водородного охрупчивания металлических материалов водородной энергетики и магистральных газо- и нефтепроводов и их роли в деградации эксплуатационных свойств (в т.ч. в стресс-коррозионных повреждениях) и технологического ресурса данных материалов и конструкций.

В работе особое внимание уделяется актуальной материаловедческой проблеме водородной энергетики по технологической совместимости металлических материалов с водородом (из-за водородного охрупчивания и деградации их физико-механических свойств), сформулированной в трудах специализированных Международных конференций 2006-2007 г.г., а также актуальным проблемам старения и водородного охрупчивания сталей магистральных газопроводов, сформулированных в трудах специализированного научно-практического семинара (Нижний Новгород, 2006 г.) и в докладах Международной конференции «Целостность и прогноз технического состояния газопроводов» (10-11 октября 2007 г., Московская обл., ВНИИГАЗ).

Общепризнано, что трудности в технологическом решении всех этих актуальных проблем обусловлены, в первую очередь, отсутствием необходимых фундаментальных знаний о микромеханизмах процессов. Поэтому в работе рассматриваются эффективные пути необходимого расширения фундаментальных знаний (в экспериментальном и теоретическом плане) на основе использования разработанных нами новых, не традиционных и эффективных концептуально-методологических и нанотехнологических подходов и методов анализа существующего огромного массива эмпирической информации, а также оригинальных результатов наших многолетних исследований новых фундаментальных аспектов и микромеханизмов, раскрывающих, в частности, взаимосвязь процессов старения и водородного охрупчивания, что не принимались во внимание большинством исследователей.

В настоящей работе, в отличие от других работ, рассматривается сопутствующий фундаментальный процесс образования карбогидридоподобных (и др.) наносегрегаций на дислокациях (с сегрегационной емкостью на один-полтора порядка выше, чем в широко используемой модели «облаков» Коттрелла) и границах зерен, а также влияние таких необычных наносегрегаций на технологические процессы (старение, водородное охрупчивание, стресс-коррозия) и физико-механические свойства металлических материалов, в том числе на технологический ресурс сталей магистральных газопроводов.

ON WAYS OF SOLVING THE ACTUAL PROBLEM OF COMPATIBILITY OF STEELS WITH HYDROGEN AND NATURAL GAS

Nechaev Yu. S.

Bardin Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow, RUSSIA,
yuri1939@inbox.ru

It has been considered the effective and economical ways of solution of some actual technological problems on the basis of development of the necessary (claimed by the technology) basic aspects (fundamentals), revealing the micromechanisms (physics) and interrelation of the processes of aging and hydrogen embrittlement of metallic materials (steels) of the hydrogen energy and cross-country gas pipelines, and the processes' role in the degradation of the operational properties (including the stress corrosion damages) and the service life of these materials and constructions. A special attention is given to the technological compatibility of metallic materials with hydrogen and the natural gas, and also to the problems of aging and hydrogen embrittlement of steels of the cross-country gas pipelines. It is considered the effective ways of the necessary broadening of the knowledge on the basis of using the new (unconventional) conception-methodology and nanotechnology approaches and methods of systemization and analysis of the existing empiric information, and also the original results of studies of some basic aspects of micromechanisms and interrelation of the processes of aging and hydrogenation of metals [1-5]. Particularly, it is considered a concomitant process of formation of the carbohydride-like (and others) nanosegregation structures at dislocations (with the segregation capacity higher by 1-1.5 orders, than in the Cottrell model) and at grain boundaries, and their influence on aging, hydrogen embrittlement, stress corrosion and physical-mechanical properties of metallic materials, including the service life of steels of the cross-country gas pipelines [1, 2].

References

1. Yu.S. Nechaev. "On the physical, complex problem of aging, embrittlement and failure of metallic materials of the hydrogen energy and cross-country gas pipelines". // *Physics-Uspekhi RAN*, 2008, Vol. 51, #7; *Uspekhi Fizicheskikh Nauk RAN*, 2008, Vol. 178, # 7, p.p. 709-726.
2. Yu.S. Nechaev. "Problems of aging, hydrogen embrittlement and stress corrosion degradation of steels". // *Problems of Ferrous Metallurgy and Materials Science*, 2008, Number 2, p.p. 81-91.
3. Yu.S. Nechaev, A.A. Burzhanov, G.A. Filippov. "On revealing micromechanisms of the hydrogen plastification and embrittlement of metallic materials: Relevance to the safety and corrosion problems". // *Advances in Materials Science*, 2007, Vol. 7, Number 1(11), p.p. 166-175.
4. Yu.S. Nechaev, D.V. Iourtchenko, J.G. Hirschberg, T.N. Veziroglu. "On the physics of hydrogen plastification and superplasticity of metallic materials and compounds". // *International Journal of Hydrogen Energy*, 2004, Vol. 29, Issue 13, p.p. 1421-1423.
5. Yu.S. Nechaev. "On specific phase transitions to the compound-like impurity nanosegregation structures at dislocations and grain boundaries in metals and their influence on diffusion-assisted processes". // *Solid State Phenomena*, 2008, Vol. 138, p.p. 91-118.

МОДЕЛЬ ДИФФУЗИИ ПО НЕРАВНОВЕСНЫМ И МИГРИРУЮЩИМ ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Красильников В. В. Савотченко С. Е.

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

В ряде работ [1–4] отмечается, что реальный диффузионный эксперимент с нанокристаллами происходит при зависящем от времени коэффициенте диффузии, что сказывается на его экспериментально измеряемом значении. Наличие зависимости коэффициента диффузии от времени объясняется тем, что границы зерен находятся в неравновесном состоянии в образцах, приготовленных незадолго до проведения экспериментов. В реальных материалах границы зерен могут перемещаться в течение диффузии, как, например, в ходе рекристаллизации, прерывистого выделения и т.д. Влияние миграции границ зерен при постоянном коэффициенте диффузии на распределение концентрации диффузанта было проанализировано в [5] при диффузии из постоянного источника. В настоящей работе предложена модель зернограничной диффузии из постоянного источника по неравновесным мигрирующим границам зерен. Неравновесность границ зерен в модели характеризуется величиной их избыточной энергии, до которой происходит релаксация [2]. Миграция границ зерен, происходящая с постоянной скоростью V , приводит к убыванию скорости изменения концентрации диффузанта. Сделанные предположения приводят к модификации уравнения диффузии:

$$c_t = D(t)c_{xx} - Vc / \delta, \quad (1)$$

где $c(x, t)$ – мгновенная концентрация диффузанта в границе зерна, $D(t)$ – неравновесный коэффициент зернограничной диффузии, δ – толщина границы зерна (прямоугольной формы). В результате решения уравнения (1) с условиями $c(x, 0) = 0$ и $c(0, t) = c_s$ получено распределение концентрации диффузанта:

$$c(x, t) = \frac{xc_s}{2\sqrt{\pi}} \int_0^t D(\tau) \frac{e^{-V(t-\tau)/\delta - \frac{x^2}{4\Delta I(t,\tau)}}}{\Delta I(t,\tau)^{3/2}} d\tau, \quad (2)$$

где $\Delta I(t, \tau) = \int_{\tau}^t D(s) ds$. На основе концентрации (2) рассчитано количество диффузанта, проникающего в образец на заданную глубину за определенные промежутки времени. Показано, что увеличение избыточной энергии неравновесных границ, а также их скорости миграции, приводят к увеличению количества диффузанта, проникающего в образец за время отжига. Рассчитанные в работе концентрационные профили могут служить для определения характера диффузии, наблюдаемой в экспериментах по диффузии с материалами с наноразмерной структурой: являются ли границы зерен неравновесными, или мигрирующими, или одновременно обладают этими обоими свойствами.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов БелГУ.

Список литературы

1. Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. Новосибирск: Наука. Сиб. предприятие РАН, 1998. 184 с.
2. Назаров А.А. ФТТ. 2003. Т.45. Вып.6. С.1112-1114.

3. Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С., Свирина Ю.В. ФММ. 2002. Т.94. №2. С.28-33.
4. Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С. ФММ. 2008. Т.105. №4. С.350-354.
5. Kaur I., Mishin Y., Gust W. Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion. Chichester: John Wiley & Sons Ltd, 1995. 512 p.

ВОДОРОД В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ (СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА)

**Полторацкий Л. М., Громов В. Е.*, Чинокалов В. Я., Ефимов О. Ю.,
Коновалов С. В.***

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», г.Новокузнецк, Россия

**Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк,
Россия*

gromov@physics.sibsiu.ru

Проблема взаимодействия водорода с металлами вот уже более 150 лет привлекает внимание широкого круга исследователей. Водород, проникающий в сталь при ее изготовлении, термической обработке и сварке и, наконец, в процессе эксплуатации, значительно ухудшает физические и механические свойства стали. Это ухудшение свойств стали, заключается, в частности, в резком снижении пластичности, изменении коэрцитивной силы, коррозионной стойкости и других характеристик стали.

Интерес к проблеме не ослабевает и в настоящее время. Свидетельством этому является как все возрастающее число журнальных публикаций по различным ее аспектам, так и периодически появляющиеся в России и за рубежом многочисленные монографии и обзоры.

Анализ опубликованного экспериментального материала указывает на значительные противоречия в результатах, полученных различными группами исследователей. В этой связи в работе представлен обзорный материал по работам ведущих прикладных и академических институтов России, ближнего и дальнего зарубежья с ретроспективой 10-12 лет, который включает в себя следующие разделы:

- факторы, способствующие накоплению водорода в металле;
- характер отрицательного воздействия водорода в сталях;
- механизм действия водорода на структуру и свойства металлов;
- приборы и методика определения водорода;
- исследование возможностей устранения вредного воздействия водорода;
- система железо-углерод-водород;

Каждый раздел заканчивается библиографическим указателем.

Излагаются сведения о растворимости водорода в железе и сплавах на его основе. Приводятся данные о воздействии водорода на точки и линии равновесия в системе железо-углерод, описаны особенности структурных превращений при повышенных концентрациях водорода в железоуглеродистых сплавах. Предлагаются технологические решения, позволяющие предотвратить развитие "водородных" дефектов в отдельных видах металлопродукции.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОЛСТЫХ СВАРНЫХ ШВОВ

Гагауз В. П.¹, Данилов В. И.², Иванов Ю. Ф.³, Громов В. Е.⁴, Коновалов С. В.⁴

1 – ОАО «Новокузнецкдомнаремонт»

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

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

4 – Сибирский государственный индустриальный университет,

г.Новокузнецк, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

Элементами, определяющими работоспособность брони доменной печи, являются сварные соединения. Данные соединения получают в сложных условиях на открытом воздухе, поэтому появление сварочных дефектов неизбежно, а их вредное влияние может проявиться только в процессе длительной эксплуатации. Указанные технологические особенности изготовления кожуха свидетельствуют о необходимости контроля состояния сварных соединений.

Целью работы явились комплексные исследования механических свойств, напряженно-деформированного состояния и структуры толстых сварных швов, выполненных различными способами и прослуживших разные промежутки времени. Для реализации поставленной цели решен ряд сложных задач, из которых следует выделить: а) выявление особенностей разрушения сварных соединений, выполненных автоматической и ручной, электрошлаковой и электродуговой сваркой в различных положениях; б) исследование структурно-фазового состава наплавленного металла, определение размеров, морфологии и распределения фаз и структурных составляющих; в) установление положения зон наиболее неравновесных структур и связи микроструктуры с фрактограммами разрушения; г) проведение анализа состояния дефектной подсистемы металла шва.

В сварных швах, выполненных горизонтальной ручной электрошлаковой сваркой и горизонтальной ручной электродуговой сваркой без флюса, обнаружены внутренние полости-непровары. Последнее приводит к хрупкому разрушению образцов швов и аномальному поведению акустического отклика.

Показано, что при различных режимах (автоматический и ручной) и способах исполнения сварки (горизонтальный и вертикальный) структура сварного шва из стали 08Г2С толщиной 40 мм имеет градиентное строение и состоит из нескольких закономерно расположенных зон. Сопоставляя вертикальное и горизонтальное исполнение шва было отмечено более крупнозернистая (и ферритная и перлитная) структура и более однородное распределение перлитных зерен в первом случае, по сравнению со вторым.

Фазовый состав сварного шва весьма незначительно изменяется в процессе эксплуатации (в течение 16 лет). Более заметны изменения дислокационной субструктуры сварного шва в процессе эксплуатации – скалярная плотность дислокаций в ферритных зернах и ферритных прослойках перлитных колоний. В ферритных прослойках перлитных колоний наблюдается полная релаксация дальнедействующих полей напряжений в промежуточной и переходной зонах и некоторое их увеличение в центральной зоне сварного шва. Данные факты указывают на то, что наиболее напряженной является область перехода зоны сплавления в зону термического влияния сварного шва. Она при неблагоприятных условиях эксплуатации изделия может стать местом зарождения трещин.

ВОЗМОЖНОСТИ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ НАГРУЖЕНИИ

**Пашинская Е. Г., Мышляев М. М. *, Варюхин В. Н.,
Миронов С. А. **, Ткаченко В. М.**

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, Донецк

**Институт металлургии им. А.А. Байкова РАН, Москва*

***Институт проблем сверхпластичности, Уфа*

pashinska@mail.ru

Задача получения нанокристаллических и ультрамелкозернистых материалов привела к активному развитию методов деформационной обработки, построенных на использовании комбинированного нагружения под действием нескольких сил (сжатие с кручением, сжатие с простым сдвигом, всесторонняя ковка, прокатка со сдвигом и др.) Развитие представлений о природе формирования свойств металлических материалов в процессе комбинированно нагружения представляет не только научный, но и практический интерес, поскольку открывает возможности для оптимизации существующих и создания новых научно обоснованных технологических процессов получения материалов с заданным комплексом свойств. Однако, дальнейшее развитие сдерживается тем, что в настоящее время остается дискуссионным вопрос о физической природе механизмов, приводящих металлы в состояние высоких прочности и пластичности одновременно.

В работе исследовалась физическая природа механизмов формирования структуры и комплекса механических характеристик металлических материалов подвергнутых комбинированной деформации со сдвигом (КПДС). Рассмотрены структурные изменения в металлах при КПДС в сравнении с традиционными видами пластического формоизменения. Показано, что особенности структурообразования связаны со схемой нагружения. Отличительной особенностью КПДС является формирование значительного количества вакансий, определяющих особенности протекания внутриверного скольжения, диффузионного массопереноса и зернограничного проскальзывания.

Зафиксировано, что процесс структурообразования определяется конкурентным развитием фрагментации и эффективных релаксационных процессов, благодаря чему в условиях КПДС формируется ультрамелкозернистая структура смешанного типа. Показано, что релаксационные процессы играют определяющую роль при формировании дефектных структур в области больших степеней пластической деформации при КПДС. Структура смешанного типа позволила получить высокий уровень пластических характеристик металлических материалов с ОЦК и ГЦК кристаллическими решетками при значительном уровне прочностных свойств.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И КЕРАМИКАХ

Гуткин М. Ю., Овидько И. А., Скиба Н. В.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
gutkin@def.ipme.ru

Пластическая деформация нанокристаллических металлов и керамик имеет свои особенности, которые объясняются двумя основными размерными эффектами. Во-первых, наноскопические размеры зерен существенно ограничивают действие механизмов решеточного дислокационного скольжения, обычного для крупнозернистых материалов. Во-вторых, из-за малого размера зерна значительную долю объема материала занимают границы зерен и их тройные стыки. В результате активизируются такие механизмы пластичности, которые либо вообще не работают в обычных материалах, либо проявляются при некоторых особых условиях. Одним из таких механизмов может служить наблюдаемое на эксперименте испускание границами зерен частичных дислокаций Шокли с последующим образованием дефектов упаковки и деформационных двойников. В настоящей работе проведено теоретическое исследование условий формирования относительно толстых двойниковых прослоек в нанокристаллических металлах (Al, Cu) и керамиках (3C-SiC) со средним размером зерна порядка 30 нм. Предложены теоретические модели, описывающие зарождение деформационных двойников на границах зерен вблизи источников и концентраторов напряжений различной природы под действием внешнего приложенного напряжения. В частности, источниками напряжений служили двухосные диполи частичных клиновых дисклинаций, расположенных в тройных стыках границ зерен, и краевая решеточная дислокация, испущенная смешанной трещиной разрыва-сдвига и захваченная границей зерна. В рамках таких моделей исследованы условия безбарьерного зарождения двойникующих дислокаций. Показано, что эти условия реальны для изучаемых наноматериалов и сводятся в конечном итоге к превышению приложенным напряжением некоторого критического уровня, который зависит от параметров системы. По мере увеличения толщины двойниковой пластины наблюдаются две стадии локального упрочнения и промежуточная стадия локального течения материала в масштабе одного нанозерна. При этом уровень критического напряжения на всех этих стадиях оказывается тем выше, чем меньше мощность дисклинационного диполя или длина трещины. Рассмотрены равновесные толщина и форма двойниковой пластины. Показано, что они хорошо согласуются с известными из литературы результатами экспериментальных наблюдений. В целом, формирование деформационных двойников приводит к релаксации напряжений вблизи вершин трещин и стыковых дисклинаций в нанокристаллических металлах и керамиках, что повышает трещиностойкость этих материалов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 08-01-00225-а и 08-02-00304-а), Федерального агентства по науке и инновациям (грант Президента РФ МК-5122.2007.1 и контракт 02.513.11.3190) и Комитета по науке и высшей школе Правительства Санкт-Петербурга для молодых кандидатов наук 2008 г. (грант 30-04/88).

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ

Столяров В. В., Пашинская Е. Г.*, Бейгельзимер Я. Е.*

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

**Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, Донецк, Украина*

vlst@yauza.ru

Наноструктурирование металлических материалов – одно из приоритетных направлений, позволяющее значительно влиять на физико-механические свойства материалов, деталей, конструкций. Физической основой объемного структурного измельчения является накопление больших деформаций методом «сверху-вниз» [1,2]. Критическим моментом при этом является деформируемость материалов, т.е. величина максимальной истинной деформации без разрушения. В этой связи электропластическая деформация может рассматриваться как финишная операция, повышающая деформационную способность материалов [3].

В работе исследуется влияние различных деформационных схем (РКУП, винтовой экструзии, прокатки со сдвигом, прокатки с током и без тока) как в отдельности, так и в комбинации друг с другом и температурным воздействием на эволюцию микроструктуры, механическое поведение и некоторые функциональные свойства титановых, медных, алюминиевых и железоуглеродистых сплавов. Изучена деформационная способность сплавов с током и без тока, оценено влияние режима деформации на прочность и пластичность.

Показано, что применение комбинированных методов деформации позволяет создать ряд новых наноструктурных и ультрамелкозернистых состояний с высоким уровнем и прочности и пластичности. Например, в титане ВТ1-0 комбинация методов теплового РКУП и холодной прокатки в калибрах способствовала уменьшению среднего размера зерен с 0.3 до 0.1 мкм и повышению прочностных свойств на 50 %. Магнитная восприимчивость в наноструктурном состоянии сохраняет тенденцию к повышению, связанному с аномальным парамагнетизмом титана. Несколько меньший эффект измельчения структуры с 0,5 до 0,3 мкм был получен при использовании теплой винтовой экструзии, совмещенной с теплой прокаткой. Холодная экструзия меди М1 с последующей холодной прокаткой уменьшает размер фрагментов с 0,3 до 0,2 мкм и сопровождается ростом прочностных свойств на 40 %. Прокатка со сдвигом, выполненная в холодную на медных и алюминиевых сплавах, а также в горячую на железоуглеродистых сплавах показала возможность роста прочностных характеристик при остающемся высоком уровне пластичности. В сплаве с памятью формы TiNi сочетание РКУП и электропластической прокатки привело к формированию наноструктуры с размером зерен до 50-80 нм и 2-3 кратному повышению пределов прочности и текучести. При этом заметно улучшается ряд функциональных свойств – термическая стабильность, свойства памяти формы, коэффициент трения и сопротивление износу.

Обсуждается вклад каждого из деформационных методов, их последовательности в изменение структуры, механических и функциональных свойств.

1. Валиев Р.З., Александров И.В.// Объемные наноструктурные металлические материалы // М.: ИКЦ Академкнига, 2007. 398с.
2. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г., Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций / - Донецк: ТЕАН, 2003. - 87 с.
3. Столяров В.В., Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi, Фундаментальные проблемы современного материаловедения, т.4. №1, (2007) С.47-50.

ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ланин А. Г., Дерявко И. И.

НИИ НПО «ЛУЧ», Агентство по атомной энергии, Подольск,
lanin05@mail.ru

Проанализированы причины и закономерности образования остаточных напряжений в керамических материалах в процессе технологических операций (плавки, спекания, отжига, деформационной обработки, химического взаимодействия поверхности тела со средой).

С позиций возможностей рентгено-дифрактометрических методов проведена классификация, появляющихся в материалах макро и микронапряжений, в зависимости от характера неоднородности химического состава и структурных дефектов. Показано, что неотъемлемое присутствие в керамических материалах структурных дефектов вызывает локализованные микронапряжения:

- в пределах одного зерна за счет градиента химического состава
- на трещинах и порах
- на участках, охватывающих группы зерен
- на межфазовых границах
- в объеме фаз за счет полиморфных превращений.

Неоднородная упругая, пластическая деформация или химические градиенты состава по объему тела, особенно в соединениях типа фаз внедрения с широкими областями гомогенности, приводят к возникновению макронапряжений. Оба вида напряжений способны существенно изменить прочность и трещиностойкость материалов.

Обсуждаются примеры характерного влияния локальных и макроскопических напряжений на прочность и характер разрушения монофазных и гетерофазных тугоплавких соединений на основе карбидов, нитридов, оксидов. Показаны возможности рентгеновской методики, появляющейся при силовом нагружении образцов материалов, для оценки прочности от степени структурной дефектности и уровня локальных напряжений. Рассмотрены технологические приемы по устранению дефектности структуры и опасных микронапряжений с целью повышения прочности и трещиностойкости материалов. Например, снижение размера зерен монофазных карбидов ZrC с 60 до 8 мкм понижает уровень локальных остаточных напряжений с 380 до 120 МПа и повышает соответственно прочность с 180 до 460 МПа.

Список литературы

1. Дерявко И.И., Ланин А.Г., Таубин М.Л. Методика рентгено-дифрактометрической оценки уровней локальных напряжений в крупнозернистых спеченных материалах. // Порошковая металлургия, 1978, №2, С. 67-71
2. Дерявко И.И., Ланин А.Г. Напряжения в спеченных тугоплавких соединениях. В трудах II Всесоюзного симпозиума «Остаточные технологические напряжения», М. 1985, С.125-129.
3. Ланин А.Г., Федик И.И. Термопрочность материалов, Подольск, НИИ НПО «ЛУЧ», 2005, 308 с.

НОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Филонов К. Н., Курлов В. Н., Классен Н. В.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия
kurlov@issp.ac.ru

В ИФТТ РАН разрабатываются новые методы получения многофункциональной керамики и покрытий на основе карбида кремния, которые широко востребованы в машиностроении, предприятиях оборонной, металлургической, пищевой, химической, нефтедобывающей и нефтеперерабатывающей промышленности. Безусловными достоинствами способов получения являются их простота, дешевизна используемого оборудования, возможность в широких пределах варьировать составом и структурой керамики и покрытий в зависимости от конкретного применения.

Технология получения карбидкремниевой керамики основана на механизме взаимодействия расплава кремния с углеродом, находящимся в заранее скомпонованной заготовке определенного состава (углерод, карбид кремния, органическая связка) и пористости. Большое значение в разработках уделяется исследованию возможности получения наноструктурированной карбидокремниевой керамики, которая обладает существенно более высокими прочностными характеристиками по сравнению с керамикой с микроскопическим размером зерен. Управление соотношением SiC/C и дисперсностью углерода и карбида кремния в исходной заготовке позволяют контролируемым образом получать структуру керамики и содержание в ней остаточного кремния и оптимизировать технологический процесс применительно к требованиям, предъявляемым условиями эксплуатации изделия. В частности наличие остаточного кремния в объеме керамики позволяет повысить ресурс работы в условиях резкого перепада температур. Содержанием остаточного углерода можно управлять фрикционными свойствами этого материала. Использование нанопорошков карбида кремния в исходных заготовках позволяют получить карбид кремния с высокой плотностью (3,1–3,15 г/см³) и низким содержанием остаточного кремния (< 5%) – материал аналогичный по своим свойствам, но существенно более дешевый по сравнению с горячепрессованным карбидом кремния.

В сравнении с традиционными керамическими материалами на основе SiC, новая конструкционная керамика обладает более высокими химической стойкостью, механической, термической и радиационной прочностью, износостойкостью, надежностью, ресурсом эксплуатации, стабильностью параметров и рабочими температурами до 1500°C.

Также разработана методика получения карбидокремниевых покрытий (в том числе, и наноструктурированных) на основе взаимодействия расплава (или паров) кремния и углерода, находящегося в газообразном состоянии, за счет расщепления молекул углеводорода. В зависимости от скорости подачи, давления и температуры паров кремния и газообразного углерода в зоне взаимодействия можно в широких пределах менять размер зерна карбидокремниевых покрытий (от микрокристаллического до наномасштабного), степень пористости, атомарную структуру межзеренных границ, управлять составом политипов и морфологией SiC. Защитные антикоррозионные покрытия из карбида кремния позволяют работать в условиях агрессивных сред при температурах, превышающих 1500°C.

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАРЕЮЩИХ СТАЛЯХ

Березовская В. В., Банных О. А.

Уральский государственный технический университет-УПИ, Екатеринбург, Россия

ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

bvv@mtf.ustu.ru

Данной работе предшествовали исследования основных закономерностей начальных стадий распада пересыщенного α -твердого раствора замещения в мартенситоста-реющих сталях (МСС) с интерметаллидным упрочнением. Показано, что на ранних стадиях старения в Ni-Ti-МСС происходит гомогенный распад. Выделению из мартенсита интерметаллида Ni_3Ti с решеткой DO_{24} предшествует образование промежуточной упорядоченной фазы $Fe_3(Ni,Ti)$, имеющей сложную ГЦК-кристаллическую решетку типа DO_3 [1, 2].

Дальнейшие исследования показали, что прерывание процесса распада мартенсита на когерентной стадии сопровождается ГЦК \rightarrow ОЦК-сдвиговым превращением, протекающим при охлаждении от температуры старения и/или под действием упругих ($\sigma < \sigma_{0,2}$) напряжений в охлажденной стали. Данный вывод был сделан на основании выполненных рентгеноструктурных исследований. Методом прямых полюсных фигур (метод Шульце) проведен анализ эволюции текстуры горячей пластической деформации в Ni-Co-Ti-МСС при последующей закалке и старении. После закалки от 820 °С в стали выявлена аксиальная текстура $\langle 111 \rangle$ и ограниченная текстура, состоящая из двух компонент $\{111\}\langle 112 \rangle$, $\{100\}\langle 011 \rangle$, унаследованных мартенситом от текстуры прокатки и рекристаллизации аустенита в результате ориентированных полиморфных $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ -превращений. Прямая полюсная фигура стали после старения при 400 °С показала наличие в мартенсите размытой аксиальной текстуры $\{111\}\langle 112 \rangle$, сохранение компоненты (001)[110], а также появление слабой ограниченной текстуры (110)[335].

Для анализа текстур в результате воздействия на сталь упругих напряжений изгиба использовали метод обратных полюсных фигур, при котором определяли полюсную плотность P_{HKL} . Согласно данной методике, $P_{HKL} > 1$ указывала на предпочтительную ориентировку в мартенсите, а $P_{HKL} < 1$ – на ее отсутствие. На основе анализа дифрактограмм, полученных с поверхности излома образцов, показано, что при постоянно действующем упругом напряжении ($V_{деф.} = 0$) в закаленном и в состаренном при 300 °С состоянии в α -фазе наблюдалась повышенная полюсная плотность ориентировок 100 ($P_{HKL} = 1,1$ и 1,2, соответственно) и 211 ($P_{HKL} = 1,4$ и 1,1), т. е. текстура закаленного мартенсита. Предпочтительная ориентировка 110 ($P_{HKL} = 1,2$) состаренного при 400 °С состояния сохранилась и после упругого воздействия, но при дальнейшем повышении температуры старения до 500 °С она ослабевала ($P_{HKL} = 1,1$), что связано с переходом промежуточной фазы в интерметаллид. При стандартной скорости деформирования ($V_{деф.} \geq 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) после всех режимов старения сохранилась только исходная текстура закаленного мартенсита. Полученные результаты можно объяснить тем, что сдвиговое превращение промежуточной фазы происходит не только при охлаждении, но и под действием упругих статических напряжений, что характеризуется появлением дополнительной компоненты текстуры $\{110\}$. При нарастающей нагрузке порядок атомов в промежуточной фазе нарушается, в результате чего сдвигового превращения не происходит, и характерная текстура в мартенсите не наблюдается.

1. Березовская В.В., Архангельская А.А. // Журнал функциональных материалов, 2007, т. 1, № 3. С. 109-114.
2. Банных О.А., Березовская В.В. // Металлы, 2007, № 3. С. 40-47.

АНАЛИТИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ КРАЕВЫХ ЗАДАЧ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Власов Н. М.

Научно-исследовательский институт Научно-производственное объединение
"Луч", г.Подольск, Россия
fedik@sialuch.ru

При распаде твердого раствора образуются новые фазы. Они формируются в окрестности структурных несовершенств. Диффузионная кинетика роста новой фазы сводится к решению уравнения диффузии в поле сил для движущейся границы. Аналитическое решение данной задачи удастся получить лишь в редких случаях. Одним из них является фазовое превращение в окрестности тройного стыка границ зерен, поле напряжений которого идентично клиновидной дисклинации. Краевая задача кинетики фазового превращения в окрестности тройного стыка границ зерен (линейный дефект) математически формулируется следующим образом [1]

$$\frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial t} = \Delta C + \frac{\nabla(C \nabla V)}{kT},$$
$$C(R, t) = C_1 \quad (t < 0 \leq \infty), \quad C(r, 0) = C_0 \quad (r \geq R_0), \quad C(R_1, t) = C_0 \quad (0 < t \leq \infty), \quad (1)$$
$$(C_p - C_1) \frac{dR}{dt} = D \left(\frac{\partial C}{\partial r} + \frac{C}{kT} \frac{\partial V}{\partial r} \right)_{r=R},$$

где D – коэффициент диффузии атомов примеси, V – энергия связи атома примеси с полем напряжений клиновидной дисклинации, $R(t)$ – радиус границы новой фазы, R_0 – радиус зародыша новой фазы, R_1 – среднее расстояние между тройными стыками границ зерен. Концентрация атомов примеси на границе новой фазы меняется скачкообразно: $C = C_p$ для новой фазы, $C = C_1$ в окружающей матрице ($C_p > C_1$, $C_1 < C_0$, где C_0 – исходная концентрация атомов примеси). Физически это означает, что граница выделения мгновенно захватывает атомы примеси из раствора и поставляет их в новую фазу с более высокой концентрацией. Влияние поля напряжений заключается в том, что помимо градиента концентрации, атомы примеси дополнительно переносятся за счет градиента поля напряжений тройного стыка границ зерен. Сформулированная задача допускает получение аналитического решения. Простота решения обусловлена тем, что энергия связи V имеет логарифмическую зависимость от радиальной координаты ($\Delta V = 0$), а ее градиент обратно пропорционален радиусу ($\nabla V \sim 1/r$).

Приведены аналитические зависимости для поля концентрации атомов примеси в окрестности тройного стыка границ зерен (в изображении). Из уравнения массового баланса на межфазной границе получено трансцендентное уравнение (в изображении) для определения закона перемещения межфазной границы. Показано, что поле напряжений тройного стыка границ зерен существенно ускоряет кинетику фазового превращения. Об этом свидетельствует сравнительный анализ кинетики двух процессов: с учетом и без учета внутренних напряжений. Результаты теоретического анализа могут служить тестовым примером при исследовании фазовых превращений с учетом более сложной координатной зависимости полей внутренних напряжений.

1. Власов Н.М., Зазноба В.А. Фазовые превращения в окрестности тройных стыков специальных границ зерен. ДАН, 1998, том 363, №4, с.472-474.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Иванов А. С., Цаповская О. А.

Региональный образовательный научный центр МГОУ, г.Подольск, Россия
otsap@km.ru

Фазовые превращения в металлах и сплавах сопровождаются появлением внутренних напряжений. Их определение для произвольной межфазной границы встречает математические трудности. Поэтому применяют численные или экспериментальные методы. Среди последних следует выделить аналоговый метод, основу которого составляет эквивалентность математических формулировок плоских задач термоупругости и изгиба пластин при идентичных граничных условиях. Рассмотрены выделения новой фазы произвольной формы (состояние плоской деформации) с иным значением объемного изменения. Предполагается, что упругие характеристики матрицы и новой фазы одинаковы, а объемная деформация изменяется плавно при переходе через межфазную границу

$$\epsilon = \epsilon_0 \exp\left(-\frac{2r^2(j)}{r_0^2(j)}\right),$$

где ϵ_0 – значение ϵ при $r = 0$, то есть в центре плоского сечения новой фазы, $r_0(\varphi)$ – угловая зависимость радиальной координаты новой фазы, $r(\varphi)$ – угловая зависимость текущего радиуса рассматриваемой области.

Компоненты тензора внутренних напряжений в окрестности новой фазы определяются через функцию напряжений F , которая удовлетворяет бигармоническому уравнению [1]

$$DDF = -\frac{E}{1-\nu} De = \frac{8\epsilon_0 E}{(1-\nu)r_0^2(j)} \left(1 - 2\frac{r^2(j)}{r_0^2(j)}\right) \exp\left(-2\frac{r^2(j)}{r_0^2(j)}\right), \quad (1)$$
$$F = \frac{\partial F}{\partial n} = 0 \text{ при } r=R,$$

где E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона, R – радиус окружающей матрицы. Граничные условия на внешнем контуре односвязной области физически означают отсутствие прогиба внешней границы ($F=0$) и наклона плоского сечения ($\partial F/\partial n=0$). Задача изгиба пластины под действием распределенной нагрузки математически формулируется следующим образом [2]

$$\Delta\Delta w = \frac{p(r)}{D}, w = \frac{\partial w}{\partial n} = 0 \text{ при } r=R, \quad (2)$$

где w – функция прогиба пластины, $p(r)$ – закон распределения внешней нагрузки, D – жесткость пластины. Граничные условия означают жесткое защемление пластины по внешнему контуру. Задачи (1) и (2) с точностью до обозначений математически эквивалентны. Если использовать соотношение $[F]=[\chi w]$, то по известному закону изменения прогиба пластины можно определить функцию напряжений F и далее внутренние напряжения (χ – коэффициент пропорциональности для сохранения размерности).

1. Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. Пер. с англ. М.:Мир,1964,517 с.
2. Иванов С.Д. Актуальные задачи моделирования технологических и температурных напряжений. М.:МГОУ,1995,271 с.

ДЕФОРМАЦИЯ И СВОЙСТВА ГЕТЕРОФАЗНЫХ СПЛАВОВ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

Эфрос Б. М.¹⁾, Гладковский С. В.²⁾, Смирнов С. В.³⁾, Варюхин В. Н.¹⁾

¹⁾ *ДонФТИ НАН Украины, Донецк, Украина,*

²⁾ *УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,*

³⁾ *ИМаиш УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*

b_efros@mail.ru, ukr.net, gsv@mtf.ustu.ru, svs@imach.uran.ru

Результаты изучения механических свойств широкой группы материалов с метастабильной структурой свидетельствуют о том, что образование мартенситных фаз при деформации в упругой и пластической области способствует проявлению ряда эффектов аномального механического поведения.

Данные аномалии механического поведения при определенных условиях могут вызывать улучшение ряда физико-механических и служебных свойств метастабильных материалов.

В работе изучены особенности механического поведения гетерофазных сплавов, связанные с деформационной нестабильностью аустенита, и выявлены области их максимального проявления при различном уровне напряжений и деформаций.

Полученные результаты позволили сделать заключение, что для исследованных сплавов с аустенитной (Fe–21%Mn–13%Cr–0.3%C, Fe–40%Mn) и двухфазной ($\gamma + \epsilon$) (Fe–20%Mn–2%Si–0.05%C) структурой наблюдается большее различие между пределом пропорциональности и условными пределами текучести с разным допуском на остаточную деформацию. К аномалиям механического поведения материалов, наблюдаемых при смене знака напряжения, относится эффект Баушингера, оцениваемый по уменьшению сопротивления пластической деформации в последовательном цикле «растяжение-сжатие-растяжение». В связи с этим в настоящей работе также было изучено влияние знакопеременного нагружения на сопротивление малым пластическим деформациям сталей с различной стабильностью аустенита.

Следует отметить, что снижение сопротивления пластической деформации при смене знака нагрузки в Fe–Mn и Fe–Cr–Mn сплавах проявляется только в сравнительно узкой области напряжений в интервале $\sigma_{0,05} < \sigma < \sigma_{0,2}$. При этом в наибольшей степени эффект Баушингера проявляется в двухфазном ($\gamma + \epsilon$) сплаве Fe–20%Mn–2%Si–0.05%C, а в стабильном аустенитном сплаве Fe–40%Mn – эффект Баушингера практически не наблюдается.

К аномальным эффектам механического поведения метастабильных сплавов типа сплава Fe–20%Mn–2%Si–0.05%C, дополнительно легированных кремнием, в области малых пластических деформаций можно выделить эффект памяти формы. Максимальная полнота проявления эффекта памяти формы ($\approx 90\%$) достигается в сплаве Fe–25%Mn–3/5%Si–0.05%C.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что развитие в гетерофазных материалах с метастабильной структурой превращений мартенситного типа, вызванных наложением упругих и пластических деформаций, способствуют проявлению ряда аномальных эффектов механического поведения. В свою очередь данные эффекты могут развиваться последовательно в определенном интервале напряжений и деформаций, а полнота их проявления зависит от контролируемой схемы напряженного состояния и интенсивности образования мартенситных фаз деформации.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ

Хаймович П. А.¹, Хмелевская В. С.², Антошина И. А.², Замлер Е. Г.¹

¹ ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Украина, г. Харьков,
pavel.41@bk.ru

² Обнинский государственный технический университет атомной энергетики,
Обнинск

Пластическое деформирование металлов, как правило, влечет изменение его внутренней структуры. Характер этих изменений зависит от многих факторов: вида деформирования, температуры, скорости. Немалую роль играет, в случае их наличия, уровень сил всестороннего сжатия, действующих на деформируемый объект.

При исследовании структуры металла, образовавшейся в результате того или иного вида пластического деформирования, подразумевается, что формирование ее завершено с завершением обработки, которой исследуемый объект подвергался. Если такое деформирование осуществляется при комнатной, а тем более, при повышенных температурах, это имеет место, так как после снятия напряжений не инициируются термоактивируемые релаксационные процессы. Иначе обстоит дело, если деформирование металла осуществляется при криогенных температурах. Как известно, преимуществом такого деформирования является возможность получать в металле такую плотность дефектов при высокой равномерности их распределения, которая в случае деформирования при более высоких температурах нереализуема, однако, характер наблюдаемой при комнатной температуре структуры может существенно отличаться от того, что имеет место непосредственно после завершения деформирования объекта до начала его отепления (возвращения к комнатной температуре). Чем ниже температура деформирования, т.е. чем больше разница с комнатной, тем эти отличия могут быть больше. Т.е. структурообразование в случае деформирования металла при криогенных температурах реализуется в два этапа: первый - изменение структуры в результате осуществляемого при низких температурах деформирования, второй - изменение образовавшейся структуры из-за релаксационных процессов, протекающих при отеплении до комнатной температуры. Так как и концентрация, и другие характеристики дефектов, образующихся при низкотемпературном деформировании, существенно иные, чем дает обработка при комнатной или повышенных температурах, то и формирующаяся в итоге окончательная структура существенно отличается. Особенно это необходимо учитывать в случае барокриодеформирования, когда присутствуют еще и силы всестороннего сжатия.

Пластическое деформирование некоторых сталей, аустенитных в исходном состоянии, приводит к протеканию в них мартенситного превращения, причем, чем ниже температура деформирования и чем больше деформация, тем процент образовавшегося мартенсита выше. В согласии с этим при барокриодеформировании стали X18H10T уже при относительно небольших деформациях удавалось достичь практически полного $\gamma - \alpha$ перехода. Однако, оставался открытым вопрос, как это может иметь место при том, что плотность мартенсита ниже, чем плотность аустенита, в связи с чем, чем выше давление, тем $\gamma - \alpha$ переход энергетически менее выгоден. Ответ дали эксперименты, показавшие, что этот переход в полном объеме происходит не в процессе деформирования, а после его окончания, когда силы всестороннего сжатия уже отсутствуют, а температура еще криогенная. Барокриодеформирование позволяет достичь очень высоких физико-механических характеристик на многих металлических материалах, но изложенное выше свидетельствует о необходимости учета особенностей этого вида деформирования по сравнению с традиционными методами.

КИНЕТИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ДИФФУЗИОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ ВНЕДРЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ НАВОДОРОЖЕННОЙ СТАЛИ

Савченков Э. А., Айткулов Р. Р.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
post@mail.osu.ru

Исследованы кинетики электрохимического наводороживания стали в сероводородсодержащих водных средах и свободной эффузии летучего водорода из металла при комнатной температуре. Общую концентрацию абсорбированного и концентрацию связанного ловушками (остаточного после эффузии) водорода в металле определяли методом плавления в инертном газе образцов толщиной два мм на установке Itnac DO-01 фирмы Adamel. Концентрацию летучего водорода оценивали как разницу между абсорбированным и связанным водородом. На основе обобщения экспериментальных данных с использованием кинетического уравнения Аврами теории превращений в металлах и сплавах получены аналитические зависимости, описывающие накопление абсорбированного водорода, распад пересыщенного твёрдого раствора с переходом летучего водорода в связанные состояния, а также экстремальное изменение от времени наводороживания концентрации летучего при комнатной температуре водорода в металле. Установлено, что концентрации насыщения и постоянные скоростей электрохимического наводороживания металла зависят от режимов наводороживания, состава и структуры стали. Постоянные, характеризующие скорости наводороживания, на порядок превышают постоянные, характеризующие скорости перехода водорода летучего в связанные состояния. При одинаковых режимах наводороживания их отношение может характеризовать дефектную структуру стали по захвату водорода несовершенствами структуры – ловушками. Концентрация летучего водорода в металле увеличивается при нестационарной диффузии и быстро понижается в стационарных условиях, при этом водород захватывается ловушками.

Влияние водорода на прочность стали было исследовано при испытании растяжением цилиндрических образцов с острым кольцевым надрезом. Оценивали сопротивление отрыву, по Ужику Г.В. (микросколу, по Мешкову Ю.Я.). Диаметр образцов в сечении нетто равнялся двум мм. Установлено, что изменение уровней механической устойчивости наводороженной стали обусловлено кинетикой превращения в металле водорода летучего в состояние водорода связанного: сопротивление отрыву интенсивно понижается с увеличением концентрации летучего водорода, заметно восстанавливается на начальном этапе перехода водорода в связанные состояния и снова уменьшается при выделении в коллекторах связанного молекулярного водорода. Концентрации только летучего и только связанного молекулярного водорода однозначно влияют на водородную хрупкость металла, понижая сопротивление разрушению. Впервые прочность стали на отрыв исследована не от общего содержания водорода, а от концентрации его фракций, то есть, с учётом состояния водорода в металле. Интенсивность влияния летучего водорода на прочность металла в разы превышает влияние на прочность металла водорода молекулярного. Таким образом, не только концентрация, а энергетический потенциал, активность примеси являются решающими. Однако состав и структура стали определяют её чувствительность к воздействию водорода.

По результатам исследований предложено оценивать сталь на склонность к водородной хрупкости параметром водородоповреждаемости – ПВ, который находится экспериментально (АС №1272161). Термодинамический анализ неравновесной системы «металл – водород» и обобщение экспериментальных результатов позволили сформу-

лизовать феноменологический закон водородо-повреждаемости. Установлено, что ПВ является энергетическим параметром локального разрушения.

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ ПАРАМЕТР ВОДОРОДОПОВРЕЖДАЕМОСТИ, ПОДОБИЕ СТРУКТУР И ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ

Савченков Э. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
post@mail.osu.ru

В последние десятилетия учёт синергизма систем металл-водород позволил исследователям получить новые результаты при описании эффектов и явлений, наблюдаемых в металлах и сплавах при взаимодействии с водородом [1-6]. Для систем железо (сталь) – водород обоснован феноменологический закон повреждаемости: снижение прочности на отрыв, отнесённое к приращению эффективного потенциала водорода в металле, является характеристикой материала – энергетическим параметром водородоповреждаемости (ЭПВ) [1,3]. Величина ЭПВ обратно пропорциональна энергии микроскопа в локальных объёмах V_H – зонах металл-водородного взаимодействия [3]. В зонах V_H индуцируются микронапряжения, определяемые эффективным потенциалом водорода. Физический анализ ЭПВ с позиций дилатонно-фрустронной модели прочности и структурной теории микроскопа показал правомерность этих подходов [3]. Результаты выявили различные грани явления водородной хрупкости и экспериментально подтвердились при разрушении высокопрочной и пластичной стали. ЭПВ зависит от микронеоднородности структуры материала.

Эффект водородоупругости и интенсивное понижение твёрдости наблюдались в условиях нестационарной диффузии водорода через мембраны при измерении *in situ* кинетической микротвёрдости диффузионной стороны мембран: модули упругости понижались у кремнистого железа и улучшенной стали 30ХМА в двадцать и четыре раза соответственно [4]. Резкое снижение прочности стали, насыщенной летучим водородом, происходит при любых схемах механического нагружения и является синергетическим фазовым превращением с образованием в зонах V_H водородо-доупругих динамических кластеров [1,3,5]. Установлено [1], что между прочностью на отрыв и ЭПВ различных структур и марок сталей существует экстремальная зависимость «куполообразного» вида, характерного для поверхностных явлений катализа. ЭПВ учитывает свойства границ и объёма материала. Энергетический спектр разрушения наводороженной стали, в широком диапазоне исходных структур и свойств металла, рассчитан по значениям ЭПВ, и установлено подобие микроструктур [6]. Энергетическое подобие микроструктур является проявлением фрактальных свойств потенциального рельефа.

Водород в металле, имея аномально высокий коэффициент диффузии, проявляя диффузионно-кооперативное поведение, является уникальным агентом по инициированию структурных превращений, а ЭПВ, отклик металлической системы, применим в задачах зондирования структур и диагностики стали [1,4–6].

Список литературы

1. Савченков Э.А. Сопротивление конструкционной стали разрушению при наводороживании и сероводородном растрескивании// МиТОМ, 1985.-№ 8.- с.7-11.

2. Спивак Л.В. Водород и механическое последствие в некоторых переходных металлах / Автореф. дисс....докт. физ.-мат. наук.- Томск,1989.-36с.
3. Савченков Э.А. Отклик конструкционной стали на водородное воздействие// Известия РАН. Металлы,1992.-№4.- с.202-208.
4. Савченков Э.А., Шашкова Л.В. Сверхупругость железа и стали в условиях нестационарной диффузии водорода// Известия РАН. Металлы, 1995.-№ 2.- с.118-122.
5. Савченков Э.А. Параметр повреждаемости и кластерный механизм водородной хрупкости стали// ВЕСТНИК ОГУ, 2006.-№2.-Т.2.-с.-83-86.
6. Савченков Э.А. Фрактальный спектр энергий разрушения структур диффузионно - активированной водородом стали// ВЕСТНИК ОГУ, 2004.- №2.- с. 158-162.

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ КОЛЕБАНИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ДИФФУЗИОННОЙ СИСТЕМЫ «МЕТАЛЛ–ВОДОРОД»

Савченков Э. А., Шашкова Л. В., Шашкова В. К.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
post@mail.osu.ru

Системы металл (сталь) – водород являются открытыми, что приводит к диссипации энергии и порождает нелинейное поведение таких систем. Особенно ярко нелинейные синергетические эффекты проявляются на стадии нестационарной диффузии водорода при комнатных температурах, например, [1-3]. В продолжение исследований [2,3] структурные превращения стали, находящейся в различном исходном состоянии, изучали под влиянием диффузионного движения электрохимического водорода через мембраны. Проводилась обработка экспериментальных результатов рентгеноструктурного анализа. Измеряя ширину интерференционных линий, полученных от плоскостей (110) и (220), определяли их отношение $\beta_{220}/\beta_{110} = k$. Одновременно для этих линий вычисляли отношения $\sec \theta_{220}/\sec \theta_{110}$ и $\text{tg } \theta_{220}/\text{tg } \theta_{110}$, которые в нашем случае оказались равны, соответственно, 3 и 6. Известно, что, если экспериментально определенное $k \leq 3$, то расширение интерференционных линий обусловлено измельчением ОКР, а если $k \geq 6$, то их расширение вызвано микронапряжениями. Расчеты показали, что первые 1 – 2 часа нестационарной диффузии водорода происходят стохастические релаксационные колебания межплоскостного расстояния кристаллической решетки по линии (110), микронапряжения релаксируют с образованием ОКР. Исходная структура стали влияет на характер релаксации. Например, структура бейнита стали 30ХМА под влиянием диффузионного движения водорода пластически не релаксирует. Изменения интенсивности и рост искажений кристаллической решетки могут свидетельствовать о том, что диссипативные процессы в структуре бейнита происходят с образованием микротрещин. Размеры ОКР стали 20 и 30ХМА (улучшенной) изменяются в пределах $0,4 \div 0,8 \div 3,0$ мкм. Размер ОКР высокопрочной стали 30ХМА равен 0,004 мкм, что подтверждает стесненность пластической релаксации в структуре бейнита. Интегральная интенсивность дифракционных рефлексов по наиболее чувствительным линиям (НКЛ) при наводороживании стали уменьшается, что свидетельствует о влиянии диффузионного дрейфа водорода на смещение атомов металла. Аномально быстрый диффузионный дрейф водорода через кристаллическую решетку инициирует

динамические смещения атомов, создает сеть дефектов и микронапряжения, стимулирует движение вакансий, реакции между дислокациями, активирует источники генерации дислокаций. В [3] методом электронной микроскопии показано, что неравномерная диффузия ведет к миграции границ зерен, декорированию дислокаций и субструктуры, образованию пористости и другим диссипативным перестройкам микроструктуры. Сталь 20 с ячеисто-полигональной субструктурой имеет наиболее выраженную водородоустойчивость. Таким образом, результаты электронно-микроскопического анализа подтверждают данные, полученные рентгеноструктурным методом.

Список литературы

1. Савченков Э.А., Шашкова Л.В. Сверхупругость железа и стали в условиях нестационарной диффузии водорода // Изв. РАН. Металлы, 1995. - № 2. - с. 118 - 122.
2. Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. Влияние диффузионного движения водорода на характеристики тонкой структуры и микродеформацию феррита // Изв. РАН. Металлы, 1997. - № 4. - с. 75 - 79.
3. Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. Диссипативные превращения тонкой и микроструктуры стали в условиях диффузионного переноса водорода // ВЕСТНИК ОГУ, 2005. - № 10. - с. 178 - 182.

ОПТИМИЗАЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ КОМПЛЕКСНОЙ УДАРНОВОЛНОВОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Савченков Э. А., Айткулов Р. Р.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

post@mail.osu.ru

В последние десятилетия на основе синергетического подхода разрабатываются новые технологии управления структурой и свойствами материалов. Созданы аморфные, микрокристаллические и нанокристаллические структуры материалов с высокой механической прочностью, пластичностью и коррозионной стойкостью.

Комплексная технология субструктурного упрочнения, сочетающая взрывное нагружение скользящей ударной волной и термическую обработку (ВЗТО), разработана с целью повышения водородо- и сероводородостойкости стали [1]. Дефектная структура стали, после взрывного нагружения скользящей ударной волной различного давления и импульса, исследовалась просвечиванием фольг на электронном микроскопе ЭММ-2 с ускоряющим напряжением 100 кВ. Взрывное упрочнение стали скользящей ударной волной, не изменяя микроструктуру, существенно влияет на субструктуру. В условиях запрещения двойникования скользящая ударная волна формирует в феррите внутризеренную вихревую структуру дислокаций, образует точечные дефекты, ускоряет диффузионные процессы, инициирует диссоциацию карбидной фазы и неметаллических включений. Вихревые дислокационные трубки – весьма энергоемкие и устойчивые дисклинационные образования [2]. С ростом давления и увеличением импульса ударной волны происходит фрагментация субструктуры. Установлен оптимальный диапазон параметров взрывного нагружения [1].

Упрочнённые взрывом заготовки стали 20 термообрабатывали по типу отпуска в интервале температур 300-680 °С с выдержкой 2 часа и в интервале 780-920 °С с выдержкой 40 мин. Охлаждали на воздухе. На образцах, вырезанных из заготовок, опре-

деляли предел текучести, микротвёрдость, физическое уширение линий дифракции. Коррозионно-механическую стойкость оценивали по результатам ускоренных испытаний образцов на долговечность и ползучесть в сероводородсодержащих средах. Исследовалась кинетика электрохимических процессов, физико-химические свойства поверхности, водородостойкость, устойчивость стали против общей и питтинговой коррозии.

Установлено, что после ВЗТО с отпуском в интервале температур 600-650°C зерно феррита имеет ячеисто – полигональную субструктуру: ячейки (микрозерна) размером 0,8-1мкм содержат внутреннюю сверхмелкую ~100 нм полигональную сетку дислокаций. Известно, что стенки ячеек являются объемной сеткой переплетенных дислокаций, а границы полигонов – компланарная система. Карбидная фаза после диссоциации дисперсно перераспределяется по субграницам. Ячеисто-полигональная субструктура является оптимальным вариантом упрочнения, сталь повышает физико-химические свойства в 1,5–3 раза.

Около тысячи изделий, изготовленных по технологии ВЗТО, подтвердили эксплуатационную надёжность при использовании в трубопроводах и оборудовании предприятий ООО «ОРЕНБУРГАЗПРОМ».

Список литературы

1. Савченков Э.А., Щербилис И.А., Айткулов Р.Р., Светличкин В.Ф. Способ обработки конструкционных сталей/ Авторское свидетельство № 1295757.
2. Савченков Э.А., Айткулов Р.Р. Коррозионные свойства стали с ячеисто-полигональной субструктурой// ВЕСТНИК ОГУ, 2005.-№9.-с.179-183.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ КИНЕТИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ МЕТАЛЛ – ВОДОРОД

Савченков Э. А., Шашкова Л. В., Шашкова В. К.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
post@mail.osu.ru

В работе [1] методами рентгеновской дифракции *in situ* в процессе электрохимического наводороживания мембран и электронной микроскопии изучали превращения дефектной структуры металла на стадии нестационарной диффузии. Установлена повторяемость процессов увеличения и разрядки микронапряжений в локальных зонах металл-водородного взаимодействия с образованием низкоэнергетических субструктур. Эффект следует рассматривать как кинетический фазовый переход с точки зрения самоорганизации диссипативных структур в точках бифуркационной неустойчивости насыщенных водородом зон. В отличие от термодинамических фазовых переходов, для которых характерно постоянство соответствующего состава сплава и реализация фазового перехода за счет изменения температуры, кинетические фазовые переходы могут происходить при постоянной температуре и изменении концентрации одного или нескольких компонентов сплава. Необходимым условием реализации этого пути фазовой трансформации является высокий коэффициент диффузии второго компонента при температурах существования тех или иных фаз. Элементами, обладающими уникально высоким коэффициентом диффузии в ряде металлов, являются водород и дейтерий. Экспериментально установлено, что нестационарный водород в α -железе гиперподвижен. При комнатной температуре его коэффициент диффузии на 12-13 порядков выше,

чем других примесей внедрения, и в $10^{20} - 10^{30}$ раз превышает коэффициент самодиффузии атомов железа. Кинетический фазовый переход связан с диссипацией энергии и производством энтропии. Поэтому он возможен лишь в открытых системах, которыми являются локальные зоны неоднородной структуры металла, когда поток негэнтропии из окружения компенсирует производство энтропии внутри системы. В работе [2] представлены результаты экспериментального исследования влияния нестационарной диффузии водорода на сопротивление железа и стали упругопластической деформации в условиях испытания непрерывным вдавливанием индентора (метод кинетической микротвердости). Разупрочнение происходило за счет увеличения упругой податливости системы металл — водород. Так, кратность увеличения абсолютного значения упругой деформации кремнистого железа после 1 ч диффузии водорода составила 8, а стали ЗОХМА — 2,5. Модуль упругости кремнистого железа снизился в 20 раз, стали ЗОХМА — в 4 раза. Аномальное снижение модуля упругости является признаком фазового превращения нестационарной системы железо (сталь) - водород в зоне локального механического нагружения. Водородоупругость проявляется как кинетический фазовый переход по типу мартенситного превращения. С установлением стационарной диффузии эффект водородоупругости исчезал.

Список литературы

1. Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. Диссипативные превращения тонкой и микроструктуры стали в условиях диффузионного переноса водорода // ВЕСТНИК ОГУ, Оренбург, 2005. - № 10. - с. 178 - 182.
2. Савченков Э.А., Шашкова Л.В. Сверхупругость железа и стали в условиях нестационарной диффузии водорода // Изв. РАН РФ. Металлы. - М., 1995. - № 2. - с. 118 - 122.

ВОЗМОЖНЫЙ МЕХАНИЗМ ДИНАМИЧЕСКОГО ТОРМОЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ДИПОЛИ

Малашенко В. В.

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН У, Донецк, Украина
Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина
malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua*

На стадии легкого скольжения в металлах и щелочно-галогидных кристаллах образуются параллельно расположенные диполи, состоящие из краевых дислокаций противоположного знака. Центры масс диполей не могут перемещаться под действием внешних напряжений, однако подвижные дислокации кристалла в динамической области скоростей [1], взаимодействуя с диполями, вызывают колебания дислокаций диполя относительно неподвижного центра масс. Предложенный механизм диссипации заключается в необратимом переходе кинетической энергии подвижных дислокаций в энергию колебаний диполя. Обусловленная данным механизмом сила торможения подвижных дислокаций обратно пропорциональна скорости их скольжения и прямо пропорциональна плотности диполей.

1. Малашенко В.В.// ФГТ. 2007. Т. 49. С. 78.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ОКСИДНЫХ ВОЛОКОН

Милейко С. Т.

Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка, Россия
mileiko@issp.ac.ru

При очевидной важности разработки материалов с температурой использования выше предельной рабочей температуры существующих и разрабатываемых суперсплавов на основе никеля, которая вряд ли когда-либо превысит 1100°C, продвижение в этом направлении, возможное, по-видимому, лишь на пути построения композитов, нельзя считать значительным. Тому есть несколько причин, как научных и технических, так и экономических и даже – психологических. Научно-технические причины определяются чрезвычайной сложностью задачи. Сложность задачи определяется, во-первых, нестабильностью практически любой структуры в условиях длительной эксплуатации при высокой температуре в атмосфере продуктов сгорания, и во-вторых, необходимостью в этих условиях удовлетворения многим, часто – взаимно-противоречащим, требованиям.

В докладе на примере материалов горячего тракта газовой турбины обсуждаются следующие полученные в ИФТТ РАН к настоящему времени решения:

1. Выбор монокристаллических и эвтектических волокон в качестве основы жаропрочных композитов.
2. Разработка метода внутренней кристаллизации в качестве основы технологии получения указанного типа волокон [1, 2, 3].
3. Разработка некоторых типов композитов, указанных в таблице.

Состав (волоконно-матрица)	Средняя плотность	Достигнутая температура по условиям сопротивления ползучести	Возможная температура по условиям сопротивления ползучести	Ссылки
	г/см ³	°С	°С	
Оксид-TiAl	4.5	850	1000	[4]
Оксид-Ni	7	1175	1200	[5]
Оксид-оксид	4 - 5	1400	1600	

Список литературы

1. Милейко С.Т. и Казьмин В.И. Получение композитов методом внутренней кристаллизации, Механика композитных материалов, 1991, №5, 898-908.
2. S.T.Mileiko, Single crystalline oxide fibres for heat-resistant composites, Compos. Sci. and Technol., 2005, **65**, №15-16 pp 2500-2513.
3. С.Т.Милейко и А.А. Колчин, Монокристаллические оксидные волокна - основа композитов нового поколения, Деформация и разрушение материалов, 2006, №1, 2-11.
4. S.T.Mileiko, K.B.Povarova, A.V.Serebryakov, V.P.Korzhov, A.A.Kolchin, V.M.Kiiko, M.Yu.Starostin, N.S.Sarkissyan and A.V.Antonova, High temperature creep properties of sapphire-fibre/titanium-aluminide-matrix composites, Scripta Materialia, 2001 **44** 10, 2463-2469.
5. S.T.Mileiko, Oxide-fibre/Ni-based matrix composites – III: A creep model and analysis of experimental data, Compos. Sci. and Technol., 2002, **62**, 2, 195-204.

ДИАГНОСТИКА ВОДОРОДОМ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ X18H10T, ПРОШЕДШЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Неклюдов И. М., Морозов А. Н., Кулиш В. Г*, Хаймович П. А.,
Журба В. И., Соколенко В. И.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт», г.Харьков, Украина
* Харьковский Национальный педагогический университет им. Г.С. Сковороды
morozov@kift.kharkov.ua

Деформирование аустенитной нержавеющей стали X18H10T при криогенных температурах в условиях, близких к гидростатическому сжатию (квазигидростатическое экструдирование) с высоким уровнем давления, обеспечивает образование в стали мартенсита высокой степени дисперсности, что приводит к значительному приросту механических характеристик стали [1]. В настоящей работе представлены результаты исследования, диагностики водородом фазовых состояний образцов стали X18H10T, подвергавшихся низкотемпературной квазигидроэкструзии.

Образцы стали X18H10T, прошедшие гомогенизирующий отжиг подвергали квазигидроэкструзии при ~ 77 К со степенями обжатия $\delta = 16$ и 44% . Затем осуществлялось внедрение дейтерия пучком ионов D_2^+ . Облученные образцы нагревались до $T \sim 800 \dots 1300$ К со скоростью ~ 8 К/с с регистрацией десорбции дейтерия [2].

Спектры термодесорбции дейтерия (ТДС), имплантированного в образцы стали X18H10T прошедшие гомогенизирующий отжиг и деформацию квазигидроэкструзией при ~ 77 К представлены на рис. 1.

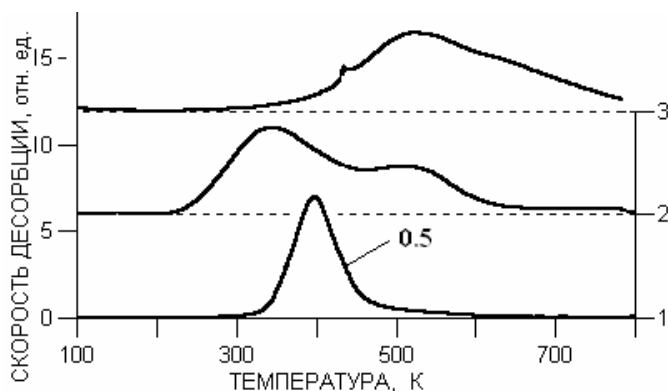


Рис. 1. Спектры термодесорбции дейтерия, имплантированного в образцы стали X18H10T прошедшие деформацию квазигидроэкструзией при 77 К со степенями обжатия $\delta = 16\%$ (кривая 2) и 44% (кривая 3). Кривая 1 – спектр термодесорбции дейтерия, имплантированного в сталь X18H10T, прошедшую гомогенизирующий отжиг. Доза облучения для всех образцов 5×10^{16} D/cm².

Как видно из рисунка, низкотемпературная квазигидроэкструзия образцов стали X18H10T, прошедших гомогенизирующий отжиг, приводит к качественному изменению спектра ТД имплантированного дейтерия. В зависимости от степени обжатия образцов наблюдается эволюция спектра газовой выделения. При $\delta = 16\%$ проявляются, как минимум, два пика интенсивности десорбции дейтерия с максимумами $T_m \sim 350$ К и $T_m \sim 520$ К (кривая 2). Увеличение степени обжатия до $\delta = 44\%$ приводит к однопиковой структуре спектра газовой выделения с $T_m \sim 520$ К (кривая 3). Полученный результат хорошо согласуется с проведенными ранее исследованиями фазовых превращений

в процессе деформации, протекающих по схеме $\gamma \Rightarrow \epsilon \Rightarrow \alpha$, где γ -аустенит с ГЦК-решеткой, α - мартенсит с ОЦК-решеткой, ϵ -мартенсит с ГПУ-решеткой [1]. Вполне очевидным результатом водородной диагностики есть наличие двух мартенситных фаз, одна из которых переходная (ϵ -мартенсит, $T_m \sim 350$ К), присутствующая в образце со степенью обжатия $\delta = 16\%$. Для образцов, деформированных с $\delta = 44\%$, характерно

полное превращение аустенита в мартенсит. Водородную диагностику следует отнести к перспективным направлениям изучения фазовых состояний материалов.

Список литературы

1. Брык В.В., Неклюдов И.М., Соколенко В.И., Стародубов Я.Д., Хаймович П.А. // Металлофиз. и новейшие технол., 2005. Т. 27. № 4. С. 551–562.
2. Неклюдов И.М., Морозов А.Н., Кулиш В.Г., Журба В.И. // Водородная экономика и водородная обработка материалов. Труды межд.конф.«ВОМ-2007». Донецк. 2007. С. 763-767.

ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛЕ

Неклюдов И. М., Морозов А. Н., Кулиш А. Н.*

ННЦ «Харьковский физико-технический институт» , г.Харьков, Украина
** Харьковский Национальный педагогический университет им. Г.С. Сковороды,*
Украина
morozov@kipt.kharkov.ua

Исследованы структурные превращения в никеле облученного различными дозами ионов C^+ с $E \approx 65$ кэВ в интервале доз $1 \times 10^{16} \dots 6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ с использованием метода электронной дифракции (ЭГ). Изучены структурные изменения в зависимости от дозы облучения и в процессе нагрева образцов.

Карбиды переходных металлов железа, кобальта, никеля – важные вещества в металлургии. Они, как известно, являются компонентами внедрения и их структуры еще полностью не установлены. Прямое введение углерода в расплавленный никель не приводит к образованию карбида. Поэтому, представляется перспективным для изучения системы Ni–C использование метода ионной имплантации В этом случае обеспечивается как беспримесное дозированное введение углерода.

Для исследований использовались пленки Ni $\delta \approx 100 \pm 10$ нм, полученные электронно-лучевым испарением металла на сколы KCl в вакууме $\sim 3 \times 10^{-6}$ Па. Облучение образцов различными дозами ионов C^+ осуществлялось с энергией 65 кэВ и плотностью тока ~ 3 мкА/см² в интервале доз $1 \times 10^{16} \dots 6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Структура исходных и облученных пленок изучалась методом электронной дифракции. Нагрев образцов проводился в колонне электронного микроскопа по линейному закону со скоростью $\sim 2 \text{ К} \cdot \text{с}^{-1}$ от комнатной температуры до ~ 1100 К. Фотографирование структуры образца осуществлялось в процессе нагрева.

Изучение зависимости структуры никелевых пленок от дозы имплантированного углерода позволяет проследить кинетику появления дифракционных рефлексов новых фаз, которые образуются в процессе увеличения концентрации углерода. Первые признаки появления новой фазы наблюдаются на электронограмме от образца, облученного дозой $\sim 3.7 \times 10^{16} \text{ С/см}^2$ при которой появляются: первое дополнительное кольцо (первое кольцо триплета (00.2) ГПУ-фазы) и диффузные области в зонах ближе первого (111), второго (200) и третьего (220) колец исходной матрицы ГЦК-никеля, которые становятся более четкими при увеличении дозы до значения $\sim 5 \times 10^{16} \text{ С/см}^2$. На электронограммах образцов, облученных дозой $\sim 1 \times 10^{17} \text{ С/см}^2$ наблюдаются дополнительные дифракционные рефлексы ГПУ-фазы: третье кольцо триплета (10.1), кольцо (11.0) и слабое по интенсивности кольцо (10.2). Следует отметить, что на электронограмме хорошо видны два близко расположенных дифракционных кольца: (200) никеля и третье кольцо (10.1) ГПУ-фазы. Дальнейшее увеличение дозы до значения $2 \dots 3 \times 10^{17} \text{ С/см}^2$

сопровождается ростом интенсивности дифракционных рефлексов ГПУ-фазы и уменьшением интенсивности дифракционных рефлексов ГЦК-фазы (никеля). При дозе $\sim 4 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ на электронограмме видны дифракционные рефлексы только ГПУ-фазы с параметрами $a = 0.265 \text{ нм}$, $c = 0.23 \text{ нм}$, которые соответствует химическому соединению – карбиду никеля Ni_3C . Дальнейшее увеличение дозы облучения никеля ионами C^+ сопровождается появлением дополнительной структуры – углерода со структурой графита.

Отжиг никеля, облученного дозой $\sim 4 \times 10^{17} \text{ С/см}^2$, приводит к развалу карбида Ni_3C . Начиная с температуры $\sim 660 \text{ К}$ в электронограмме кроме исходных рефлексов Ni_3C появляются кольца ГЦК Ni и графита. Дальнейшее повышение температуры приводит к ослаблению, а затем и полному исчезновению рефлексов ГПУ-фазы (Ni_3C), увеличению интенсивности дифракционных колец никеля и графита. Темнопольная ЭМ показывает, что нагрев карбида никеля сопровождается выделением углерода по границам кристаллитов никеля.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ Al–Mg–Mn–Zr–Sc И Al–Mg–Mn–Zr СПЛАВОВ ПОСЛЕ РКУ ПРЕССОВАНИЯ

Добаткин С. В.^{1,2}, Эстрин Ю.^{3,4}, Захаров Ю.⁵, Ростова Т. Д.⁵, Уколова О. Г.⁵,
Чиркова О. Г.²

¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

² *ФГОУ ВПО ГТУ «Московский институт стали и сплавов», Москва*

³ *ARC Centre of Excellence for Design in Light Metals, Department of Materials Engineering, Monash University, Clayton, Victoria 3800, Australia*

⁴ *CSIRO Division of Materials Science and Technology, Clayton, Victoria 3168, Australia*

⁵ *ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», Москва*

Целью исследования является сравнительное изучение структуры и свойств алюминиевых сплавов, легированных Sc и Zr, и только Zr, после после равноканального углового (РКУ) прессования. Материалом исследования были выбраны сплавы Al–5%Mg–1,5%Mn–0,5%Zr и Al–5%Mg–1,5%Mn–0,5%Zr–0,5%Sc в литом и отожженном (500°C , 6 часов и 350°C , 2 часа, соответственно) состоянии и после равноканального углового (РКУ) прессования. РКУ прессование проводили на образцах размером $10 \times 10 \times 60 \text{ мм}$ при температуре 300°C с углом пересечения каналов 90° по маршруту Вс с деформацией до 6 проходов, что соответствует истинной степени деформации $\sim 6,8$.

В ходе РКУ прессования ($T = 300^\circ \text{C}$, $N = 6$) в сплаве Al–Mg–Zr–Sc формируется ультрамелкозернистая (УМЗ) структура с размером зерна $\sim 850 \text{ нм}$ в исходно литом состоянии и $\sim 860 \text{ нм}$ в исходно отожженном, а в сплаве Al–Mg–Zr - $\sim 1060 \text{ нм}$ и $\sim 1240 \text{ нм}$, соответственно.

УМЗ структура сплава обуславливает одновременное увеличение прочности и пластичности по сравнению с исходными литым и отожженным состояниями (прочность в 1,2 – 1,9, пластичность в 1,2 – 1,8 раз). Характеристики сплава, легированного скандием, выше ($\sigma_B = 425 \text{ МПа}$, $\delta = 17\%$). Анализ микротвердости сплавов при нагреве после РКУП показал, что процессы старения более явно наблюдаются в случае сплава Al–Mg–Zr–Sc.

ГРАНИЦА МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКА – ИСТОЧНИК РАЗРУШЕНИЯ

Федоров В. А.

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

Влияние двойникования на механические свойства материалов носит двойственный характер, зависящий, в существенной мере, от условий испытаний: температуры, скорости деформирования. Двойникование может как пластифицировать материал, так и вызывать его разрушение. В последнем случае основным источником разрушения является граница двойника, выступающая в роли барьера для развивающихся полос скольжения и двойников, и как область образования непосредственно в границе двойника, дислокационных скоплений.

В работе проанализированы процессы микропластичности в зоне пересечения двойников различных систем для ряда ОЦК и ГПУ металлов. Описаны возможные дислокационные реакции, энергетическая выгодность которых оценивалась критерием Франка и возможностью образования зон рекомбинации, а активность систем скольжения или вторичного двойникования фактором Шмида. Показано, что дислокационные взаимодействия приводят к зарождению дислокации типа $a[001]$ и $a[0001]$ в ОЦК и ГПУ металлах соответственно, ответственных за образование микротрещин. Показано, что появление дополнительных систем скольжения способно вызвать диссоциацию раскалывающих дислокаций и заблокировать зарождение трещин.

В материалах с явно выраженной анизотропией свойств на границе двойника имеет место скачок значений коэффициента термического расширения, что приводит к появлению на границе двойника при охлаждении термических напряжений. Показано, что величина этих напряжений зависит от степени некогерентности границ и в ряде случаев релаксирует зарождением трещин и двойников на границе двойника. Подобное явление наблюдали и на границах бикристаллов в Zn.

В рамках силового и термоактивированного подходов проанализированы условия зарождения трещин в скоплениях двойниующих дислокаций. Показано, что учет геометрического фактора дает заметный вклад в снижение значений $n\tau$, определяющих зарождение трещин в дислокационных скоплениях (n – число дислокаций в скоплении, τ – касательные напряжения). Рассмотрены различные модели вершин двойника и оценены условия зарождения трещин в них для ряда ОЦК и ГЦК металлов при силовом и термоактивированном слиянии головных дислокаций. Найдены распределения дислокаций в силовом поле нагрузки и растягивающих напряжений вдоль границы упругого двойника, позволившие определить участок границы упругого двойника наиболее вероятного зарождения трещины. Оценена аналитически и экспериментально энергия активации процесса. Экспериментально показано, что граница упругого двойника содержит скопления трещин микро- и нанометрового размеров. Последние способны залечиваться при выходе упругого двойника из кристалла.

ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН НА ГРАНИЦАХ МЕХАНИЧЕСКИХ ДВОЙНИКОВ

Федоров В. А.

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

Начальной стадией разрушения является зарождение микротрещины. Механизмы образования последних систематизированы В.М. Финкелем [1]. В отдельную группу выделяются механизмы, связанные с механическим двойникованием.

Влияние двойникования на механические свойства материалов носит двойственный характер, зависящий, в существенной мере, от условий эксплуатации: температуры, динамического или статического нагружения. Двойникование может как пластифицировать материал, так и вызывать его разрушение. В последнем случае основным источником разрушения является граница двойника, выступающая в роли барьера для развивающихся полос скольжения и двойников, и как область образования непосредственно в границе двойника, дислокационных скоплений.

Зарождение трещин при пересечении двойников в ОЦК металлах неоднократно рассматривалось феноменологически, но с кристаллографических позиций автором с сотрудниками, которыми подробно проанализированы процессы микропластичности в зоне пересечения двойников различных систем для ряда ОЦК и ГПУ металлов [2]. Описаны возможные дислокационные реакции, энергетическая выгодность которых оценивалась критерием Франка и возможностью образования зон рекомбинации, а активность систем скольжения или вторичного двойникования фактором Шмида. Показано, что дислокационные взаимодействия приводят к зарождению дислокаций типа $a[001]$ и $a[0001]$ в ОЦК и ГПУ металлах соответственно, ответственных за образование микротрещин. Появление дополнительных систем скольжения способно вызвать диссоциацию раскалывающих дислокаций и блокировать зарождение трещин.

В материалах с явно выраженной анизотропией свойств на границе двойника имеет место скачок значений коэффициента термического расширения, что приводит к появлению на границе двойника при охлаждении термических напряжений. Величина этих напряжений зависит от степени некогерентности границ и в ряде случаев релаксирует зарождением трещин и двойников на границе двойника. Подобное явление наблюдали на границах бикристаллов в Zn.

В рамках силового и термоактивированного [3] подходов проанализированы условия зарождения трещин в скоплениях двойникоующих дислокаций. Учет геометрического фактора (ступенчатое расположение дислокаций в скоплении) дает заметный вклад в снижение значений τ , определяющих зарождение трещин в дислокационных скоплениях (n – число дислокаций в скоплении, τ – касательные напряжения). Рассмотрены различные модели вершин двойника и оценены условия зарождения трещин в них для ряда ОЦК и ГЦК металлов при силовом и термоактивированном слиянии головных дислокаций. Найдены распределения дислокаций в силовом поле нагрузки и растягивающих напряжений вдоль границы упругого двойника, позволившие определить участок границы упругого двойника наиболее вероятного зарождения трещины. Оценена аналитически и экспериментально энергия активации процесса. Экспериментально установлено, что граница упругого двойника содержит скопления трещин микро- и нанометрового размеров. Последние способны залечиваться при выходе упругого двойника из кристалла.

Особый интерес представляет зарождение трещин при бесконтактном взаимодействии упругих двойников, наблюдаемое в кристаллах исландского шпата. Трещина зарождается в области перекрытия полей растягивающих напряжений границ двойников.

Образующаяся трещина представляет собой вакуумированный «упругий» канал Розе. Предложен механизм его образования и залечивания. Показано, что в процессе деформации двойникованием в полисинтетическом двойнике каналы Розе постоянно зарождаются и залечиваются, являясь, по существу, органическим элементом формоизменения кристалла при двойниковании.

Список литературы

1. В.М. Финкель. Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
2. В.А. Федоров, Ю.И. Тялин, В.А. Тялина. Дислокационные механизмы разрушения двойникообразующихся материалов. М.: Машиностроение-1, 2004. 336 с.
3. В.И. Владимиров. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984, 280 с.

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В КРИСТАЛЛЕ НА ЭВОЛЮЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ

Карпинский Д. Н., Санников С. В.

Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону, Россия
karp@math.rsu.ru

Оценивание влияния формы вершины трещины на характеристики разрушения является актуальной задачей физики прочности (см., например, [1]). Форма вершины определяет распределение экранирующих дислокаций в пластической зоне [2], а также условия зарождения дислокационных петель из нее [3]. Оба этих фактора обуславливают вязко-хрупкий переход в нагруженном твердом теле. С этой целью выполнен расчет эволюции пластической деформации у затупленной (клинообразной) вершины трещины в кристалле в условиях плоской деформации (моды I и II). Пластическая деформация обусловлена движением дислокаций по плоскостям легкого скольжения при совместном действии тепловых флуктуаций и сдвигового напряжения. Расчет выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения и соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига. В результате расчета получены временные распределения пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения, коэффициента интенсивности напряжения (КИН) при монотонном нагружении кристалла до заданного предела и дальнейшего процесса релаксации до установления равновесия распределений при постоянной величине внешней нагрузки. Выполнено сравнение результатов расчетов для трещин с затупленной и острой вершинами. Численные расчеты выполнены для кристалла α -Fe.

Список литературы

1. Шлянников В.Н., Кислова С.Ю. Параметры смешанных форм разрушения с учетом конечной кривизны вершины трещины. //Деформация и разрушение материалов, 2008, №6, с.2-7.
2. D.Tanguy, M.Razafindrazaka, D.Delafosse Multiscale simulation of crack tip shielding by a dislocation. //Acta Materialia, 2008. V.56. N11. 2441-2449.
3. P.A.Gordon, T.Neeraj, M.J.Luton Atomistic simulation of dislocation nucleation barriers from crack tips in α -Fe. //Modelling Simul.Mater.Sci.Eng., 2008, V.16, 045006.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МЕДНОПАЛЛАДИЕВЫХ И МЕДНОЗОЛОТЫХ СПЛАВОВ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ УПОРЯДОЧЕНИЕМ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Буйнова Л. Н., Гохфельд Н. В., Коуров Н. И., Пушин В. Г.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
pushin@imp.uran.ru*

В работе анализируются особенности структуры атомноупорядоченных бинарных и тройных сплавов на основе систем Cu–Pd и Cu–Au после различных термообработок и интенсивной пластической деформации.

Была исследована структура сплавов на основе Cu₃Pd (в интервале составов от 16 до 28 ат. % Pd). При этом более подробно изучено формирование доменной структуры, образующейся с разной скоростью упорядочения в сплавах, подвергнутых либо высокотемпературной, либо низкотемпературной обработке (упорядочению «сверху» или «снизу»). Показано, что нет существенной разницы между доменной структурой после высоко- и низкотемпературных термообработок, а соответственно, и в их свойствах. Не приводит к заметному измельчению размеров и морфологии С - доменов, размеров термических доменов и величины периодических доменов и легирование сплава Cu₃Pd 1% Fe.

Была исследована также структура сплавов Cu₃Au и Cu₇₂Au₂₄Ag₄. Сплав Cu₃Au (с 4 ат.% Ag) является первым сплавом, в котором ранее было совмещено два фазовых превращения: процесс упорядочения и процесс старения. Установлено, что в зависимости от термообработки можно получить разные размеры термических доменов и механизмы распада, существенно влияет на их свойства.

Малая деформация на растяжение сплавов привела, в основном, к образованию одиночных и расщепленных дислокаций с появлением дефектов упаковки, а не комплексных сверхдислокаций, как ожидалось. Увеличение степени деформации до 7–10 % инициировало образование мощных скоплений из одиночных дислокаций (локализованных в следах скольжения), либо более однородное распределение перекрывающихся дефектов упаковки высокой плотности.

Основное внимание в работе уделили изучению влияния интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) на структуру упорядоченных сплавов Cu₃Pd (как со слоистой, так и со столбчатой сферхструктурами) и Cu₃Au (с 4 ат.% Ag). Отметим, что разрушение дальнего порядка под влиянием ИПДК под высоким давлением происходит гораздо легче в сплаве Cu₃Pd (начиная с ¼ оборота (90°)), чем в сплаве Cu₃Au (с 4 ат.% Ag), в котором этот процесс начинается только с ½ оборота (180°) при одном и том же давлении. Установлено, что при отжигах повторный процесс атомного упорядочения ускорился во времени на несколько порядков. Кроме того, подбором режимов термообработок удалось существенно измельчить размер зерна после ИПДК. Если исходный размер зерна во всех исследованных сплавах составлял ~ 100 мкм, то после ИПДК и последующего отжига зерно удавалось измельчить до десятков нанометров и даже нескольких нанометров. Это позволило значительно увеличить прочностные свойства сплавов. Параллельно с исследованием структуры приводили измерения электросопротивления исследованных сплавов. Низкие значения электросопротивления, соответствующие хорошо упорядоченному состоянию сплавов, сменялись гораздо более высокими значениями при разупорядочении сплавов и вновь понижались после дополнительных обработок, сопровождающихся образованием в них наноструктурного и упорядоченного состояния.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Марченкова Е. Б., Королев А. В., Коуров Н. И., Пушин В. Г.

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

Ферромагнитные сплавы на основе интерметаллического соединения Ni_2MnGa ($Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ в ат.%) и ряда других аналогичных соединений привлекают к себе пристальное внимание благодаря уникальным физико-механическим свойствам. Термоупругие мартенситные превращения (ТМП) определяют появление в них эффектов памяти формы (ЭПФ), которые наряду с температурным воздействием могут контролироваться внешним магнитным полем. Однако данные сплавы в исходном литом поликристаллическом, а зачастую и в монокристаллическом состояниях являются чрезвычайно хрупкими, что исключает или резко ограничивает их практическое использование. Для получения субмикроструктурных состояний и для их всестороннего изучения выбран наряду со стехиометрическим сплав $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, предполагая возможность его пластифицирования. С другой стороны, было детально изучено влияние легирования данных сплавов четвертыми компонентами, например Fe, Cu, Co. Исследования выполнялись методами рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии. Измеряли также электросопротивление, термоЭДС, магнитосопротивление, деформацию, магнитную восприимчивость и намагниченность в широком интервале температур (2,4–400 К). В работе впервые данные сплавы были подвергнуты сверхбыстрой закалке из расплава (БЗР). БЗР привела к существенному уменьшению среднего размера зерна (от 500 до 0,5 мкм) сплавов. Обнаружено, что БЗР обеспечивает возрастание механической прочности и деформационной термоциклической прочности и пластичности сплавов, а также имеют место магнитное и каскад высокообратимых ТМП $L2_1 \leftrightarrow 5M \leftrightarrow 7M$ и связанные с ними ЭПФ. Температурный гистерезис физических свойств в области критических точек, в БЗР сплавах значительно уменьшается.

Чрезвычайно эффективным оказалось применение ИПДК к БЗР-лентам, в результате чего была впервые получена аморфно-кристаллическая структура. Обнаружено также, что при ИПДК происходит индуцированное интенсивной деформацией под высоким давлением ТМП с образованием новой ранее неизвестной фазы с аномально большой тетрагональностью ($c/a \approx 1,4$). Данное превращение наряду с собственно ИПДК обеспечивает формирование высокооднородного аморфно-кристаллического состояния по всему деформируемому образцу. В дифракционных экспериментах *in situ* установлено, что тетрагональная мартенситная фаза с $c/a=1,4$ чрезвычайно термически устойчива, сохраняясь до 300°C. После завершения обратного ТМП такая аморфно-нанокристаллическая структура обладает повышенной стабильностью по отношению к прямому мартенситному превращению. Отпуск ИПДК-сплавов приводит к однородному нанокристаллическому состоянию. Средний размер зерна можно регулировать в пределах (10–200) нм и более, варьируя температуру и длительность низкотемпературного отпуска. В нанозернах размером (20–100) нм мартенситные превращения происходят по механизму "монокристалл-монокристалл". В более крупных зернах ТМП по схеме $L2_1 \leftrightarrow 5M \leftrightarrow 7M$ реализуются с образованием одно-двух-трехпакетной морфологии. Обнаружено также некоторое, более заметное, чем в исходных БЗР-лентах, снижение температур мартенситных превращений, при сохранении высокой обратимости последовательности ТМП в ИПДК-сплавах.

Использовалась поддержка грантов РФФИ 06-02-16695, 07-03-96062, 08-02-00844.

ИНТЕНСИВНОСТЬ ДВОЙНИКОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si

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

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

При деформировании в условиях пониженных температур и высоких скоростей относительной деформации механическое двойникование является одним из ведущих механизмов деформации кристаллов с различными типами решеток. В металлах наряду с двойникованием имеет место скольжение. Эти процессы, как правило, протекают одновременно, а в поликристаллических сплавах связаны с ориентацией отдельных зерен в деформируемой области, и с размерами самих зерен.

Цель работы: исследовать влияние размера зерна поликристаллического сплава Fe+3,25%Si на интенсивность двойникования в широком температурно-скоростном интервале деформирования.

Поликристаллический ОЦК сплав Fe+3,25%Si подвержен деформацией двойникованием в исследуемом интервале скоростей деформирования $\dot{\epsilon} \approx 0,002 \div 0,66 \text{ с}^{-1}$ и температур $T = 183 \div 373 \text{ К}$. Образцы ОЦК сплава, вырезанные в форме двойной лопатки с размером рабочей зоны $40 \times 9,5 \times 0,35 \text{ мм}$ и приготовленные как металлографический шлиф, предварительно травили для выявления зёрненной структуры. Порядка 80 % всех зерен имели размеры в пределе $0,025 \div 0,175 \text{ мм}$ и среднестатистический размер зерна $d_{cp} = 0,12 \text{ мм}$. После испытаний на разрыв определялись размеры и число сдвойникованных зерен, а также число образованных двойников в них.

Исследования показали, что при постоянной скорости относительной деформации характерное снижение среднего числа двойников происходит с повышением температуры и уменьшением размера зерна (рис.1.а). Обнаружено, что с повышением скорости деформирования в заданном интервале температур среднее число двойников в зерне возрастает при повышении температур до определенного предела и понижается при низких температурах.

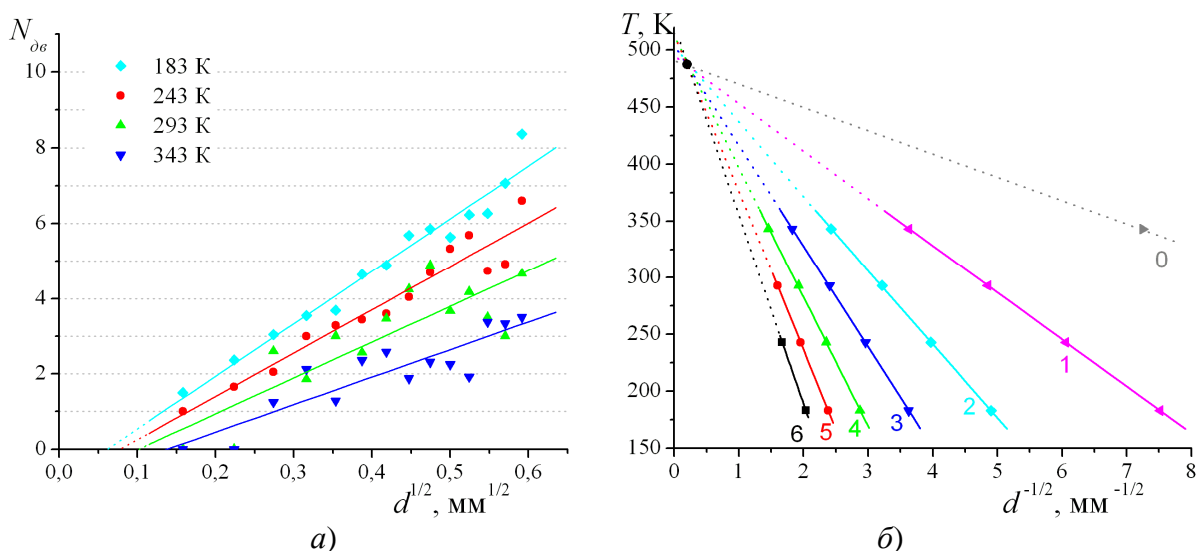


Рис. 1. Зависимость среднего числа двойников в зерне от размера зерна при $\dot{\epsilon} = 0,19 \text{ с}^{-1}$ (а); Влияние температуры испытаний и размера зерна на количество двойников в зерне при $\dot{\epsilon} = 0,19 \text{ с}^{-1}$, где 1, 2, 3, ... – число двойников в зерне (б)

Прямые зависимости на рис.1а могут быть объяснены с позиций соотношения Холла-Петча. Из рис.1б видно, что при превышении некоторой критической температуры ~500 К двойникование в этом сплаве при данной скорости деформирования наблюдаться не будет. При высоких температурах снижение скоростей деформирования до некоторых критических сопровождается исчезновением двойников.

КОМБИНИРОВАННОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕПЛОВОГО И УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА ДВОЙНИКОВАНИЕ ИСЛАНДСКОГО ШПАТА

Плужникова Т. Н., Федоров В. А., Кириллов Р. А., Евдокимова Л. М.

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

Цель работы: изучить влияние комбинированного воздействия нагрева и УФ излучения на рост упругих двойников в кристаллах кальцита.

Кристалл нагружали по методике Р.И. Гарбера. В опытах использовали образцы с размерами 18x12x13 мм. В первой серии экспериментов кристаллы нагружали посредством сферического индентора $R = 1,5$ мм, с механическим напряжением в 39 и 24 МПа. Температура образцов во время опытов контролировалась термопарой и оставалась постоянной $T = 293$ К. Нагрузку оставляли постоянной, а длину упругого двойника измеряли в течение 4-х часов. Во второй серии экспериментов при прочих равных условиях кристалл с упругим двойником находился под воздействием УФ излучения с длиной волны 250 – 350 нм. В третьей серии экспериментов исследовали релаксационный рост упругого двойника в кристаллах, при температурах 333 К, 373 К. В четвертой серии экспериментов использовали комбинированное воздействие нагрева (при 333 К, 373 К) и УФ излучения.

Экспериментально оценен релаксационный рост упругих двойников по двум параметрам длине и ширине. При $T = 293$ К без облучения длина упругого двойника подрастает ~ на 9%, а ширина ~ 27%. С УФ облучением длина упругого двойника возрастает ~ на 45%, а ширина ~ 5%. При комбинированном воздействии теплового и УФ излучения релаксационное подрастание упругого двойника интенсифицируется (рис.1).

Увеличение длины упругого двойника связано с движением краевых составляющих двойникоующих дислокаций. Изменение ширины двойника обусловлено движением винтовых составляющих. Воздействие УФ излучения активизирует преодоление стопоров двойникоующими дислокациями, что проявляется в более интенсивном релаксационном росте упругого двойника. При этом уменьшается радиус закругления вершины упругого двойника и возрастает сила линейного натяжения дислокационных петель составляющих границу двойника. Следствием этого является менее интенсивное движение винтовых составляющих двойникоующих дислокаций в сравнении с их движением в кристалле без облучения.

Наблюдаемые эффекты при УФ облучении объясняются взаимодействием краевых движущихся дислокаций с низкоэнергетическими экситонами.

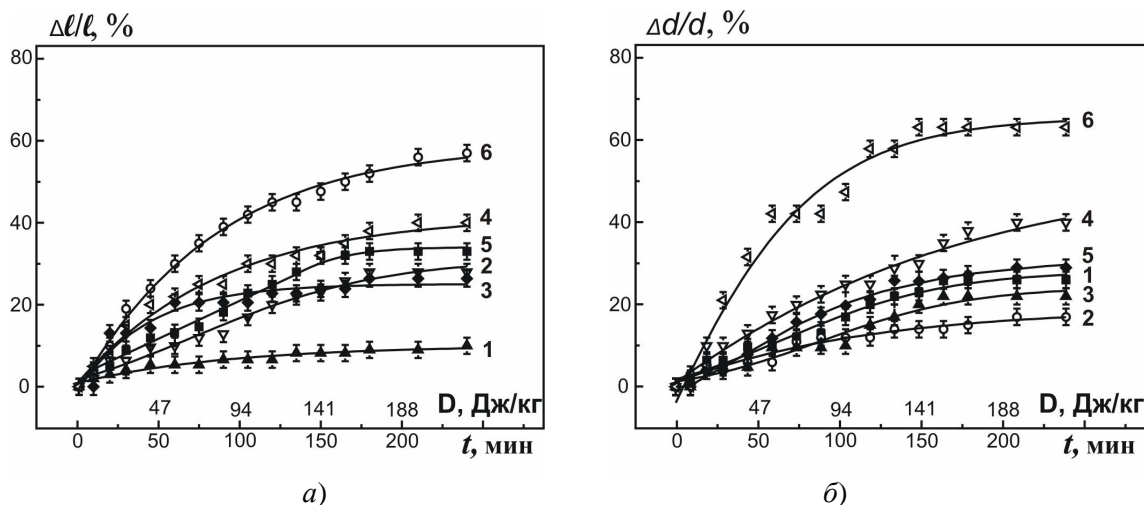


Рис. 1. Зависимость относительного изменения длины (а) и ширины (б) упругого двойника от времени воздействия $\sigma = 24$ МПа: 1 – $T = 293$ К, 2 – $T = 293$ К и УФ облучения, 3 – $T = 333$ К; 4 – $T = 333$ К и УФ облучения, 5 – $T = 373$ К; 6 – $T = 373$ К и УФ облучения.

МИКРОПОРИСТОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ SiC КЕРАМИКИ

Слущер А. И., Кадомцев А. Г., Синани А. Б.

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

Исследована SiC керамика при вариации интегральной пористости от ~ 1 до ~ 10 %.

Методами малоугловой рентгеновской дифракции, электронной и оптической микроскопии установлено широкое распределение в объеме керамики пор по размерам: от ~ 0.1 до ~ 100 микрон, имеющее экспоненциальный характер.

Установлена зависимость баллистической прочности (скорость ударника 1600 м/с) и статической прочности (при четырехточечном изгибе) керамики от ее пористости.

На основе статистического анализа пористости керамики показана пропорциональность прочности средней относительной длине перемычек между порами. Сделано заключение, что межпоровые перемычки являются концентраторами напряжения, и из разрывов перемычек складывается макроскопическое разрушение керамики. Произведена оценка среднего коэффициента концентрации напряжения в зависимости от пористости, подтвержденная модельными расчетами (методом конечных элементов) полей напряжения в пористом теле.

Учет доли сравнительно крупных пор (~ 100 микрон) в широком распределении пор по размерам объяснена разница в уровнях баллистической и статической прочности керамики.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОНИОБИЕВЫХ Ti–Al–Nb СПЛАВАХ ПРИ ГИДРИРОВАНИИ

Пацелов А. М.¹⁾, Рыбин В. В.²⁾, Гринберг Б. А.¹⁾, Мушников Н. В.¹⁾,
Терентьев П. Б.¹⁾

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²⁾ *ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия*

patselov@imp.uran.ru

Исследовано поглощение водорода Ti–Al–Nb сплавами, близкими к квазибинарным соединениям Ti(Al_{1-x}Nb_x). Образцы приготавливались плавлением исходных высокочистых компонентов в электродуговой печи в инертной среде с последующей разливкой в водоохлаждаемую изложницу. Фазовый состав образцов контролировали рентгенографически.

Установлено, что все образцы активно взаимодействуют с водородом при высоких температурах 400–500°C. Скорость поглощения водорода массивными образцами достигает 0.1 вес.%/мин., типичное время полного насыщения водородом составляет 20–40 мин.

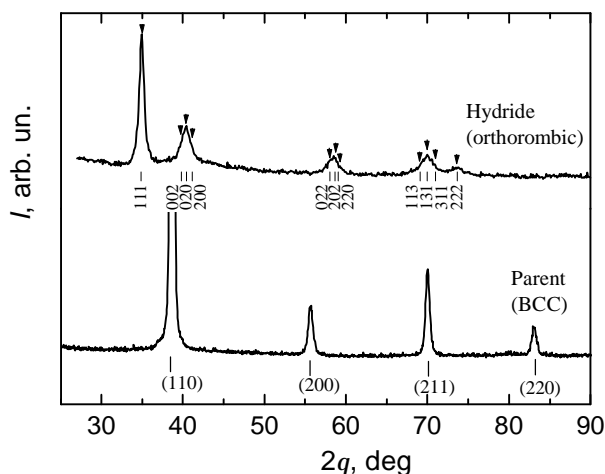


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы (излучение $K\alpha$ -Cu) исходного образца Ti–6Al–42Nb (внизу) и его гидроксида с содержанием водорода 2.81 вес.%.
 Параметры решетки $a = 0.439$ нм, $b = 0.446$ нм, $c = 0.452$ нм.

Максимальные достигнутые значения концентрации водорода для Ti–Al–Nb сплавов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав и эффективная концентрация водорода в Ti–Al–Nb сплавах, гидрированных при 500°C и давлении водорода 1.2 МПа

№	Состав сплава (ат.%)	Концентр. Н/М	Концентр. H ₂ (вес.%)
1	Ti-12Al-29Nb	0.74	1.26
2	Ti-13Al-37Nb	1.30	2.08
3	Ti-11Al-40Nb	1.42	2.20
4	Ti-06Al-42Nb	1.88	2.81

Установлено, что наибольшей водородоемкостью (до 2.81 вес.%) из исследованной серии обладает литой сплав с содержанием Nb – 42 ат.%, и Al – 6 ат.%, имеющий в исходном состоянии структуру разупорядоченной β (ОЦК) фазы. На изотермах абсорбции-десорбции, измеренных при 400°C, практически отсутствует плато, характерное для образования гидрида в однородной системе.

1. Fernandez J.F., Cuevas F., Sanchez C. // J. Alloys Compounds. 1994. V. 205. P. 303.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ: ПРИРОДА И ПРИЛОЖЕНИЯ

Мышляев М. М.

*Институт физики твёрдого тела РАН, Россия, Черноголовка,
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
Россия, Москва,
myshlyae@issp.ac.ru*

В настоящее время внимание исследователей привлекает вопрос о сверхпластическом течении металлов и сплавов. Обычно под сверхпластичностью понимают способность образцов к устойчивому равномерному пластическому течению до аномально высоких деформаций до разрушения при одноосном растяжении с постоянной скоростью. При этом сверхпластичность характеризуется сильной зависимостью напряжения течения от скорости деформации. Сверхпластичность связывают с материалами с мелким зерном размером менее 10 мкм и зернограницным скольжением как основным механизмом деформации. Часто сверхпластичность проявляется на материалах с фазовыми превращениями при их прохождении.

Но в последнее время накопилось много экспериментальных данных, показывающих, что присущее сверхпластичности механическое поведение проявляется и на различных других материалах: крупнозернистых поликристаллах, монокристаллах, аморфных сплавах. Сверхпластическое течение наблюдали при разных видах деформирования (растяжение, кручение) и разных видах испытания (деформация с постоянной скоростью, ползучесть).

В настоящем исследовании изучены механическое поведение, структура и её эволюция при сверхпластическом течении монокристаллического и крупнозернистого алюминия при кручении, а также микрокристаллического цинкового сплава, аморфного сплава на основе кобальта и наноструктурного алюминий–литиевого сплава при одноосном растяжении.

Полученные результаты и природа сверхпластического течения обсуждаются с единых позиций. В совокупности, имеющиеся экспериментальные данные позволяют считать, что для реализации сверхпластичности требуется выполнение принципа структурно-кинетического соответствия.

Работа выполнена при поддержке РФФИ.

ОСОБЕННОСТИ СВЕРХПЛАСТИЧНОГО ТЕЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ

Мышляев М. М.^{1,2}, Коновалова Е. В.³, Мышляева М. М.¹

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

³Сургутский государственный университет, Сургут, Россия

Проведены исследования механического и структурного поведения наноструктурных цинкового и алюминиевых сплавов в широких интервалах температуры и скорости деформации. Наноструктурное состояние сплавов было сформировано их интенсивной пластической деформацией методами многократной прокатки и равно-канального углового прессования. Для изучения сверхпластичного течения проведены механические испытания образцов на одноосное растяжение при постоянной скорости деформирования и при ползучести. Для исследования структуры и фазового состояния образцов использовали методы просвечивающей электронной микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, включая дифракцию обратно рассеянного электронного пучка, и рентгеновского дифракционного анализа.

Показано, в ходе интенсивной пластической деформации образуется наноструктурное состояние. Для образцов каждого структурного состояния определены температурно-деформационно-скоростные условия для реализации сверхпластичного течения и максимальных деформаций до разрушения. Установлена стадийность сверхпластичного течения. Получены зависимости скорости деформации от температуры и напряжения. Определены параметры сверхпластичного течения: энергии активации и коэффициента скоростной зависимости напряжения течения.

Полученные результаты и механизмы деформации обсуждаются с единых позиций. Показано, что реализация сверхпластичного течения сплавов требует выполнения структурно-кинетического принципа.

Работа выполнена при поддержке РФФИ.

ТЕРМО-ЭДС ПРИ ПРЯМОМ И ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СИСТЕМЕ Fe–Ni

Головко В. П., Коваль Ю. Н.

*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова Национальной Академии наук Украины,
Украина, Киев,
v_holovko@bigmir.net*

Экспериментальные исследования причины появления сигналов термо-эдс все больше привлекают внимание во время поиска новых источников энергии. Экспериментально авторы работ [1–6] обнаружили появление сигналов термо-эдс при прямом мартенситном превращении со взрывной кинетикой. Представленная работа заключается в углубленном исследовании электрических сигналов, которые сопровождают данный тип превращения.

При соединении материалов одинакового состава, но с разными кристаллическими структурами и при условиях имеющегося градиента температур должен наблюдаться эффект Зеебека. Такой случай реализуется при фазовых превращениях мартенситного типа при условиях пребывания границы раздела между высоко- и низкотемпературными фазами при разных температурных условиях. При мартенситных фазовых превращениях, которые происходят в исследуемой системе, состав остается постоянным, но при этом происходят определенные процессы, которые приводят к появлению эдс.

Как известно [7], взрывное образование мартенсита сопровождается выделением теплоты. Раньше проведенные исследования показали, что скорость роста новой фазы достигает одной трети скорости звука в этом металле [8]. При появлении кристалла мартенсита на одной из границ последняя резко нагревается по отношению к другой, что может приводить к появлению эдс.

Объектам для исследования сигналов эдс при фазовом превращении служила система Fe–Ni. Образцы предварительно были гомогенизированы в вакууме. Проводилось исследование образцов в форме проволоки (разных диаметров от 0,4 мм до 0,6 мм) и образцов прямоугольной формы (размером 3×5×29 мм). Образцы при исследовании размещались таким образом, чтобы образовался градиент температур между средней и крайними частями образца. При исследовании обратного мартенситного превращения использовались лишь массивные образцы, которые нагревались с большой скоростью.

Результаты, полученные экспериментально для прямого мартенситного превращения, подобны уже известным. Интересными являются результаты, полученные при исследовании обратного мартенситного превращения. Причины появления сигналов эдс за счет мартенситного превращения в сплавах Fe–Ni, как допускают авторы [1-6], следующие: 1) изменение намагниченности образца в результате движения границы может индуцировать эдс; 2) при фазовом превращении в результате скачкообразного изменения объема некоторой части образца, в нем возникают ударные волны, которые, взаимодействуя с границами, могут привести к появлению электрических колебаний; 3) подвижные межфазные границы могут убыстрять электроны проводимости; 4) при мартенситном превращении на границах мартенсит-аустенит может возникать термоэдс [1-5].

Так как сплавы на основе железа и до сегодняшнего дня остаются основными в промышленности, поэтому исследования и открытие новых свойств этих материалов остается актуальным направлением.

Список литературы

1. Robin M., Lormand G., Gobin P.F. Etude amplification electronique rapid de la propagation de la martensite dans un alliage Fer-Nickel. – J. de Phys., 1977, 11, p.669-674.
2. Robin M., Lormand G., Gobin P.F. Phenomenes lies a une avalanche martensitique dans un alliage Fer-Nickel. – J. de Phys., 1982, 43, p.404-485.
3. Robin M., Lormand G., Gobin P.F. Electrical emission linked to the martensitic burst of Fe-Ni alloy. – J. de Phys., 1982, 43, p.404-485.
4. Коваль Ю.Н., Молин А.И. Возникновение электродвижущей силы в сплавах Fe - Ni при $g \leftrightarrow a$ превращений.- ФММ, 1980, т. 50, вып. 2.
5. Коваль Ю.Н., Молин А.И. Тонкая структура эдс, возникающая при взрывном образовании мартенсита в сплавах Fe - Ni 31%- ФММ, 1981, 51, стр. 211-212.
6. Кокорин В.В., Черненко В.А. Импульсы эдс, наблюдаемые при $g \rightarrow a$ превращении в цери. ФММ, 1985, т.60, вып. 2
7. Андреев Ю.Г., Девченко Л.Н., Шелехов Е.В., Щтремель М.А. -упаковка кристаллов мартенсита в псевдомонокристалле. - ДАН СССР, 1977, 237, стр. 574 - 576.
8. Эстрин Э.И. некоторые вопросы мартенситных превращений. В сб. Фазовые превращения мартенситного типа. -К.:Наукова мысль, 1983

МОДИФИЦИРОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОЧАСТИЦАМИ АНТИФРИКЦИОННЫХ СПЛАВОВ АО20-1 И АО10С2

Головин Ю. И.¹⁾, Колмаков А. В.²⁾, Столяров Р. А.¹⁾, Ткачев А. Г.³⁾,
Шуклинов А. В.¹⁾

¹⁾ УИЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

²⁾ ОАО «Завод подшипников скольжения», Тамбов, Россия

³⁾ ООО «Тамбовский инновационно-технологический центр машиностроения» ТГТУ
Тамбов, Россия,
golovin@tsu.tmb.ru

Композиционные материалы с армирующими элементами из углеродных нановолокон, нанотрубок, фуллеренов и других углеродных наноструктур имеют перспективу широкого применения в различных областях науки и техники.

Целью работы было модифицирование матрицы алюминиевых антифрикционных сплавов АО20-1 и АО10С2, которые представляют собой многофазные системы, образовавшиеся вследствие введения в алюминий одного или нескольких легирующих элементов для обеспечения коррозионной и износостойкости. Они применяются в производстве вкладышей подшипников скольжения. В качестве армирующей добавки использовали углеродный наноматериал (УНМ) «Таунит», полученный газофазным химическим осаждением на полупромышленной установке в ТГТУ на базе ОАО "Тамбовский завод "Комсомолец". Он представляет собой смесь многостенных нанотрубок, фуллеренов, чешуек графита.

Разработаны методики создания нанокомпозитов в полупромышленных масштабах, использующих интенсивную пластическую деформацию приповерхностных слоев. Осуществлена модификация поверхности и приповерхностных слоев матрицы внедрением УНМ на глубину от 0,05 до 15 мкм. При этом можно было менять плотность распределения частиц, удельную площадь границ раздела, текстуру, пористость и т.д.

Таким образом, модификация поверхности и приповерхностных слоев сплавов АО20-1 и АО10С2 и проведенные исследования особенностей их микроструктуры находятся в русле новых путей и методов создания наноструктурных приповерхностных слоев. Основными задачами остаются оптимизация сопряжения поверхности металлической матрицы и нанотрубок, чтобы на границе раздела создавалась прочная химическая связь на интерфейсе между фазами, а также более глубокое понимание природы трибологических процессов и свойств нанокомпозитной поверхности.

БЛАГОДАРНОСТИ:

1. Работа выполнялась при частичной поддержке РФФИ, гранты №07-02-00906а, №06-08-01433а, и Приоритетной национальной программы «Образование».

2. Авторы выражают благодарность А.В. Иржаку, И.В. Гонтарю, А.М. Арсенкину, Государственный технический университет «Московский институт стали и сплавов», за помощь при проведении аналитических исследований.

КОМПЛЕКСНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПЕРСПЕКТИВНОЙ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ

Чертов В. М.

Филиал ДонИФЦ, Москва, Россия
chertovv@mail.ru

Назрела необходимость существенного повышения износостойкости железнодорожных колес. Задача усложнена требованием сохранения отработанных на металлургическом заводе высокопроизводительной технологии и оборудования для перерванной закалки обода колес из стали типа 60СГ. Ускоренный износ обода с перлитной структурой при трении о рельсы, имеющие повышенную твердость, ведет к частой замене и повышенному выпуску колес [1]. Один из путей повышения износостойкости – изотермическая закалка в расплаве с образованием нижнего бейнита. Для этого нужна установка гораздо менее производительной селитровой ванны большого объема, в которой расплав безопасно охлаждается добавлением воды и перемешивается воздухом от компрессора [2].

Более перспективной представляется замена перлитной стали на низкоуглеродистую недефицитную мартенситную сталь типа 12Х3ГАФ или 08Х2Г2Ф. Сталь прокаливается на воздухе более чем на 100 мм с получением прочности на уровне 900-1000 МПа (соответствует современному уровню) и пластичности на уровне 50% (значительно превышает достигнутый уровень) [3]. Пониженные значения остаточных (сжимающих в ободу) напряжений вместе с высокими прочностными характеристиками и структурой низкоуглеродистого мартенсита, аналогичного в данном случае, по условиям образования и свойствам изотермическому нижнему бейниту, способствуют значительному повышению износостойкости.

Наши опыты со сталью этого класса подтверждают также ряд ее важнейших преимуществ: пониженное сопротивление горячей пластической деформации и возможность существенного снижения температуры нагрева перед штамповкой, малую остаточную деформацию при закалке, существенное облегчение при обработке резанием в закаленном состоянии [4]. Освоение производства колес из такой стали перспективно и в части значительного сокращения расхода энергии, особенно при совмещении операций штамповки и закалки, и проведении после закалки низкого отпуска взамен среднетемпературного. За счет обдува обода воздухом (без снижения производительности) исключается также применение воды.

Список литературы

1. М.Е.Гетманова, Г.А.Филиппов, А.С.Гриншпон и др. Металлургические и структурные факторы повышения служебных свойств перлитной колесной стали.//Тез. докл. IV Евразийской науч.-практич. конф. «ПРОСТ 2008» МИСиС.-М.:2008. С.223.
2. Л.М.Клейнер. Конструкционная прочность и технологичность низкоуглеродистых мартенситных сталей//Сб. мат. XIX Уральской школы металлословов-термистов. УГТУ-УПИ. Екатеринбург.2008.С.44.
3. Бирюкова В.Н.Разработка, исследование и внедрение способа горячей закалки изделий больших сечений. Дисс...канд.техн.наук. Горький.1967.159с.
4. Чертов В.М. Технологичная сталь средней прочности//Технология машиностроения. 2005.7.5-7.

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия
klevtsov11948@mail.ru

Известно, что мартенситные фазы, образующиеся в метастабильных аустенитных сталях под действием низких температур и пластической деформации, оказывают существенное влияние на механические свойства данного класса сталей, затрудняя прогнозирование их поведения в конкретных условиях эксплуатации. Наиболее слабо изучены мартенситные превращения, протекающие в пластических зонах у вершины трещин, хотя очевидно, что мартенсит, образующейся в зоне предразрушения должен оказывать существенное влияние на кинетику и механизм разрушения аустенитных сталей.

В настоящей работе, на примере широкого класса аустенитных сталей (Н32Т3, Н26Т3, Н26Х5Т3, 40Г18Ф, 40Х4Г18, 03Х13АГ19, 110Г13Л) в закаленном и состаренном состоянии, обобщены экспериментальные результаты с целью установления общих закономерностей протекания мартенситных превращений в пластических зонах у вершины трещины при различных видах нагружения и связи данных превращений с микромеханизмом разрушения и локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины.

Для изучения распределения мартенситных фаз в пластических зонах, образцы различной толщины и конфигурации испытывали при однократных (статическом, ударном, высокоскоростном импульсном) и циклическом видах нагружения в широком интервале температур (от -196 до 150 °С). Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии. Количество α - и ε -мартенсита в пластических зонах определяли рентгеновским методом.

На основании проведенных исследований сделаны следующие выводы:

1. Характер распределения мартенситных фаз в пластических зонах при однократных видах нагружения не зависит от вида и скорости нагружения образцов из аустенитных сталей, однако связан с микромеханизмами разрушения и локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины. С увеличением скорости однократного нагружения количество мартенсита в пластических зонах уменьшается; циклическое нагружение лучше инициирует мартенситные превращения в аустенитных сталях, чем однократные виды нагружения.

2. После разрушения образцов из аустенитных сталей на поверхности изломов возможно протекание мартенситных превращений, вызванных охлаждением поверхностных слоев металла после локального разогрева и изменением локального напряженного состояния материала в данных слоях. Причем, первый фактор доминирует при вязком разрушении в условиях плоского напряженного состояния (ПН), а второй – при хрупком или смешанном разрушениях в условиях близких к плоской деформации (ПД).

3. Вблизи поверхности изломов состаренной стали Н32Т3, полученных в условиях ПД, обнаружены два вида α -мартенсита с различным периодом кристаллической решетки. Высказано предположение, что α -мартенсит с меньшим периодом решетки образовался в условиях ПД в момент прохождения трещины, а с большим периодом – в условиях ПН на свободных поверхностях изломов после прохождения трещины.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 08-08-99122р_офи).

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Cu–24 ат.% Ga

Мирзаев Д. А., Счастливец В. М.*, Яковлева И. Л.*, Рушиц С. В.,
Хлебникова Ю. В.*

Южно-Уральский Государственный Университет, Челябинск, Россия,
rushits@mail.ru

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

Ранее [1] было обнаружено, что при последовательном увеличении скорости охлаждения сплава Cu–24 ат.% Ga реализуется следующая цепочка структурных превращений высокотемпературной β -фазы: эвтектоидное превращение \rightarrow массивное превращение в 2H-фазу (в интервале температур 616–550⁰C) \rightarrow мартенситное превращение I (415⁰C) с образованием смеси 2H и 9R-фаз \rightarrow мартенситное превращение II (320⁰C) в единственную 9R-фазу.

В настоящей работе методами дифракционного анализа и электронной микроскопии детально изучена структура массивной и мартенситных фаз сплава Cu24 ат.% Ga. Для анализа и моделирования дифракционных картин использованы новые подходы, предложенные авторами в работе [2]

Показано, что в массивной 2H-фазе образуются деформационные (консервативные) и ростовые (неконсервативные) дефекты упаковки. Их общая концентрация возрастает с ростом скорости охлаждения. Появление дефектов упаковки не связано со структурным механизмом массивного превращения, а является результатом релаксации внутренних напряжений.

Характер смещения и уширения отражений низкотемпературного 9R-мартенсита II свидетельствует о том, что основным типом планарных дефектов его структуры являются неконсервативные дефекты упаковки, представляющие собой тонкие прослойки гексагональной фазы. Обнаружено, также, присутствие в структуре небольшой концентрации деформационных дефектов упаковки. В результате, общая плотность сдвигов упаковки (0,39) в исследуемом мартенсите значительно превышает нормальное для структуры 9R значение 1/3. Выполненные кристаллографические расчеты показали, что экспериментальное значение плотности сдвигов упаковки хорошо согласуется с его теоретическим значением, необходимым для обеспечения макроскопически неискаженной плоскости габитуса мартенситных кристаллов. Следовательно, можно полагать, что дефектный 9R-мартенсит, образующийся на нижней ступени мартенситного превращения, является адаптивной фазой в терминологии [3].

Наиболее сложной является двухфазная мартенситная структура, образующаяся на высокотемпературной ступени превращения Мартенситная фаза 2H, имеет параметры, близкие к параметрам решетки массивной фазы. Второй компоненте структуры 9R-мартенситу, в отличие от низкотемпературного мартенсита II, присущи моноклинные и орторомбические искажения. Вероятно, мартенситное превращение на первой мартенситной ступени также начинается с формирования адаптивного 9R-мартенсита. Относительно высокие температуры превращения обеспечивают возможность его частичного превращения в стабильный 2H-мартенсит.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Роснауки НШ-643.2008.3 и РФФИ № 08-02-00047.

1. Мирзаев Д.А, Счастливец В.М., Карзунов С.Е. и др. Особенности превращения β -фазы сплавов CuGa и AgAl при резком охлаждении // Физика металлов и металловедение. 1985.Т. 59. №3. С. 566571.

2. Рушиц С.В., Мирзаев Д.А.. Планарные дефекты в мартенситных плотноупакованных структурах с орторомбическими и моноклинными искажениями. 2. Мартенсит медных сплавов//ФММ. 2005. Т. 99. №6. С. 30–41.
3. Khachaturyan A.G., Shapiro S.M., Semenovskaya S. Adaptive phase formation in Martensitic transformation // Physical Review B. 1991. V. 43. № 13. P. 10832 – 10843

НАНОДВОЙНИКОВАНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ И ТЕОРИЯ АДАПТИВНЫХ ФАЗ

Рушиц С. В.

Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия,
rushits@mail.ru

Минимизация упругой энергии при мартенситных превращениях достигается путем образования полидоменных мартенситных кристаллов со строго определенной объемной долей ω_0 двойниковой ориентировки, обеспечивающей макроскопически неискаженную плоскость габитуса. Согласно концепции Хачатуряна [1] в случае низкой энергии двойниковых границ толщина доменов уменьшается до минимальных значений, что равносильно формированию длиннопериодных промежуточных (адаптивных) структур. Используя приближение линейной теории упругости, в [1] получены выражения для величины ω_0 и параметров решетки адаптивной фазы. Концепция [1] была использована разными авторами для объяснения природы 7M - мартенсита в сплавах Ni–Al и Ni–Mn–Ga, 9R-мартенсита в литии и медных сплавах, а также моноклинной M_C -структуры в сегнетоэлектриках PMN-хРТ и PZN-хРТ со сверхвысокой пьезоэлектрической деформацией. В представленной работе выполнен строгий (без допущений о бесконечно малых деформациях превращения) расчет величины ω_0 . Для нахождения из дифракционных данных ее экспериментального значения ω использован новый подход, изложенный в [2].

Показано, что в литии и в медных сплавах теоретическая величина ω_0 и ее экспериментальное значение ω совпадают с высокой точностью. Соответственно, можно полагать, что 9R-мартенсит в указанных материалах действительно является адаптивной фазой. Однако в случае сплавов Ni–Al и Ni–Mn–Ga строгий расчет дает значение $\omega_0 ; 0.34$, существенно более высокое, по сравнению с величиной $\omega = 2/7 ; 0.29$, следующей из символа Жданова ($\sqrt{52}$) семислойного мартенсита. Кроме того, выполненные в работе модельные расчеты показали, что гипотеза [1] не в состоянии объяснить наблюдаемый характер смещения и уширения отражений семислойного мартенсита.

Гипотеза о том, что промежуточная моноклинная M_C -фаза в сегнетоэлектриках PMN-хРТ и PZN-хРТ в действительности является тетрагональной структурой, двойникованной на наноуровне, также не выдерживает критики. Во-первых, наблюдаемые соотношения между параметрами кристаллических решеток тетрагональной и моноклинной фаз легко обосновать и без представлений о тетрагональном строении последней. Во-вторых, эта гипотеза противоречит результатам дифракционных исследований структуры M_C . В частности, показано, что нанодвойники в тетрагональной структуре вызывают лишь кажущееся уменьшение степени тетрагональности, но не могут привести к расщеплению отражения 111 поликристаллов, по которому судят о моноклинной симметрии структуры M_C .

Таким образом, теория адаптивных фаз [1] объясняет появление 9R-мартенсита в литии и медных сплавах. Однако она не применима для объяснения природы длинно-периодных мартенситных структур в сплавах никеля и промежуточных моноклинных структур в сегнетоэлектрических кристаллах.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 08-02-00047.

1. Khachaturyan A.G., Shapiro S.M., Semenovskaya S. Adaptive phase formation in Martensitic transformation // Physical Review B. 1991. V. 43. № 13. P. 10832 – 10843.
2. Рушиц С.В., Мирзаев Д.А.. Планарные дефекты в мартенситных плотноупакованных структурах с орторомбическими и моноклинными искажениями.//ФММ. 2005. Т. 99. №6. С. 30–41

КИНЕТИКА РОСТА ЗЁРЕН В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ НИКЕЛЕ. РОЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ

Алёшин А. Н.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, РАН, Москва,
Российская Федерация*

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и просвечивающей электронной микроскопии была изучена кинетика роста зёрен в нанокристаллическом (НК) никеле в условиях неизотермического отжига. НК никель был изготовлен методом электроосаждения в режиме импульсной подачи электрического напряжения. В исходном НК никеле присутствуют зёрна с размером порядка 10-30 нм, а также нерелаксированные структурные фрагменты с малоугловой пространственной разориентацией. Структурные исследования, а также анализ ДСК сигналов показали, что в НК никеле росту зёрен предшествует перестройка нерелаксированных структурных фрагментов, которую можно рассматривать как формирование зародышей зёрен, способных к последующему росту. В условиях неизотермического отжига наблюдается аномальный рост зёрен; при температуре, соответствующей пику ДСК сигнала, образуется бимодальная структура, состоящая из мелкозернистой и крупнозернистой зёрненных фракций. Размер зёрен мелкозернистой фракции не превышает 50 нм, а размер «крупных» зёрен составляет 200-250 нм. ДСК эксперименты были проведены при скоростях нагрева 5, 10, 20, 30 и 40 С/мин. Обработка ДСК сигналов в рамках формализма Аврами позволила определить энергию активации роста зёрен, а также значение показателя степени в уравнении Аврами. Энергия активации роста зёрен в НК никеле равна 138,64 кДж/моль, что близко к энергии активации зернограничной самодиффузии в никеле. Величина показателя степени в уравнении Аврами равна 1,4. Показано, что при неизотермическом отжиге в условиях ДСК эксперимента реализуется так называемый кинетический режим «С», когда любые диффузионные процессы возможны только по границам зёрен и контролируются зернограничной (ЗГ) диффузией. Длина ЗГ диффузии превышает характерный размер зёрен мелкозернистой фракции в бимодальной структуре, что и предопределяет контролируемую роль ЗГ диффузии в процессе роста зёрен.

ВЛИЯНИЕ НОСИТЕЛЕЙ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА НА ХАРАКТЕР ДЕФОРМАЦИИ ГЦК КРИСТАЛЛА

Старостенков М. Д., Яшин А. В., Хорошилов Д. Е.,
Дудник Е. А., Тихонова Т. А.*

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия

** Кузбасская государственная педагогическая академия, Новокузнецк, Россия*

genphys@agtu.secna.ru

Методом молекулярной динамики исследуется влияние носителей свободного объема – вакансий на характер течения процесса деформации в модельном монокристалле интерметаллида Ni_3Al со сверхструктурой $L1_2$. Расчетный блок кристалла представлялся прямоугольным параллелепипедом со сторонами, соответствующими плоскостям $\{100\}$, включал $11 \cdot 10^3$ атомов. К границам расчетного блока прикладывались свободные граничные условия в направлениях $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$ и жесткие в направлении $\langle 001 \rangle$. Деформация одноосного растяжения со скоростью 20 м/с осуществлялась в направлении $\langle 001 \rangle$. Взаимодействия между различными парами атомов задавались парными потенциальными функциями Морза с учетом связей в трех первых координационных сферах. В случае первоначального бездефектного монокристалла, в зависимости от времени нагружения, а следовательно величины приложенного напряжения на графике зависимости запасаемой кристаллом энергии деформации от времени четко выделяются четыре области – квазиупругая, пластическая, течение и разрушение. Область квазиупругой деформации представляется параболой, завершающейся точкой резкого спада запасенной энергии (точкой бифуркации). Уровень запасаемой на пике данной области энергии оказывается наибольшим, по сравнению с другими областями деформации. Область упругой деформации характеризуется образованием и накоплением точечных дефектов – вакансий и междоузлий, объединением их в дислокационные петли, которые вызывают сдвиг частей деформируемого кристалла с образованием межзеренной границы вдоль плоскости $\{111\}$. Это приводит к резкой разгрузке на графике запасенной кристаллом энергии деформации. С увеличением температуры эксперимента уменьшается общий уровень запасаемой энергии деформации в кристалле, как и предельное значение энергии на стадии квазиупругой деформации. Постепенно стадия упругой деформации сливается со стадией пластической деформации. График изменения запасенной энергии кристалла в области пластической деформации имеет традиционный вид.

В расчетный блок кристалла вводилось случайным образом определенное число вакансий по подрешеткам Al и Ni в соотношении, соответствующем стехиометрии по составу. Область упругой деформации при этом не менялась на графике изменения запасенной энергии от времени растяжения. Однако в зоне пластической деформации возникали всплески в изменении запасенной энергии и их сбросы, подобно области квазиупругой деформации. Время существования области пластической деформации сокращалось. Вакансии оказывались генераторами возникновения дополнительных сдвигов в исследуемом кристалле при деформации. С ростом числа вакансий, вносимых в кристалл, возрастало число подобных всплесков, менялась их интенсивность. При достижении определенной концентрации вакансий область пластической деформации трансформировалась в систему квазиупругих деформаций, переходящих непосредственно к стадии разрушения материала.

О ВЛИЯНИИ КОНЦЕНТРАЦИИ КОМПОНЕНТ НА СВЕРХСТРУКТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cu–Au

Старостенков М. Д., Дудник Е. А.*, Мясниченко В. С.*, Попова Л. А.*

Алтайский государственный технический университет им.И.И.Ползунова,
Барнаул, Россия

* Рубцовский государственный институт филиал АлтГТУ, Рубцовск, Россия
dudnik@rubtsovsk.ru

Компьютерный эксперимент выполнялся при температурах от $T = 100\text{K}$ до $T = 1000\text{K}$ с интервалом 100K , в каждом случае выполнялось $6 \cdot 10^7$ итераций. Стартовый блок кристалла задавался путем случайного распределения атомов Cu и Au при концентрациях от 0% до 100% с интервалом 5%. В расчетный блок кристалла вводилась одна вакансия, что составляет концентрацию вакансий порядка $1,8 \cdot 10^{-5}$. Первоначальная структура решетки была разупорядоченной. После задания произвольного по составу компонент сплава в разупорядоченном состоянии, запускался процесс диффузии по вакансионному механизму, с использованием метода Монте-Карло. Энергия взаимодействия между различными парами атомов задавались парными центральными потенциалами Морза с учетом трех координационных сфер. На каждом шаге итерации рассчитывалась конфигурационная часть свободной энергии, включающая энергетический и энтропийный вклады. В результате были определены области существования упорядоченных и разупорядоченных фаз.

В результате проведения экспериментов для металлической системы Cu-Au получены таблицы числовых значений и графики: зависимости коэффициента линейного расширения от температуры; зависимости параметра элементарной ячейки от концентрации компонент; кривые нагрева–охлаждения (зависимость потенциальной энергии кристалла от температуры) для разных концентраций компонент (рис.1); зависимости структурных характеристик: параметров ближнего и дальнего порядка от температуры; фазовая диаграмма распределения упорядоченных и разупорядоченных состояний (рис.2).

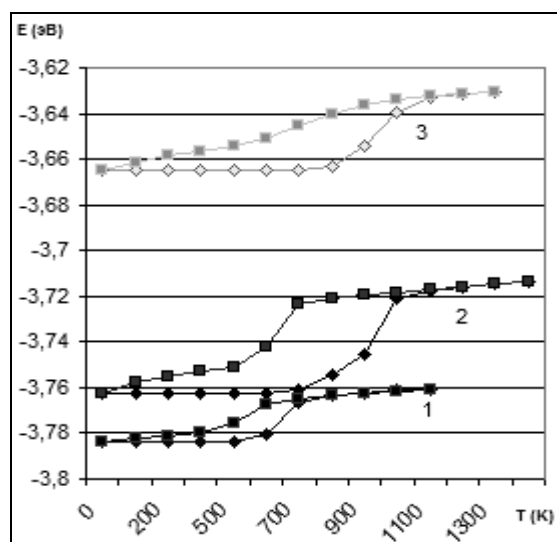


Рис.1. Петли гистерезиса в изменении энергии в циклах нагрев-охлаждение. 1 – сплав CuAu_3 , 2 – сплав CuAu , 3 – сплав Cu_3Au .

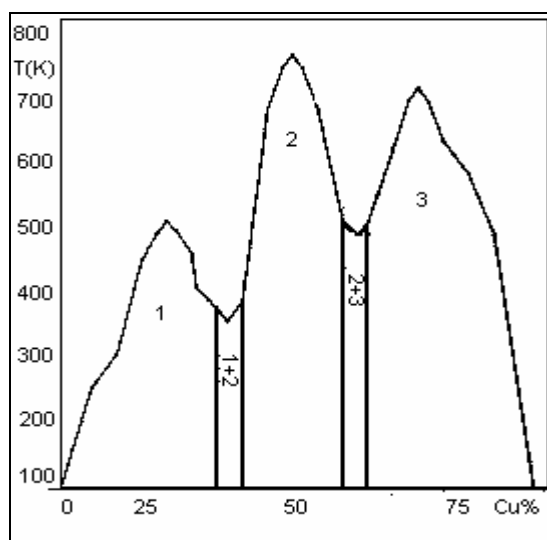


Рис.2. Диаграмма состояния сплава в системе Cu-Au

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СЖАТИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Астафурова Е. Г.¹⁾, Захарова Г. Г.^{1,2)}, Чумляков Ю. И.²⁾

¹⁾ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

²⁾ *Томский государственный университет, Томск, Россия*

astafe@ispms.tsc.ru

В работе методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии проведено исследование закономерностей деформационного упрочнения $\langle 111 \rangle$, $\langle 001 \rangle$ монокристаллов стали Гадфильда Fe–13Mn–(1.0–1.3)C (мас. %) при сжатии в условиях комнатной температуры.

Экспериментально установлена ориентационная зависимость механизма деформации. Показано, что при сжатии $\langle 111 \rangle$ кристаллов пластическое течение до $\epsilon < 5\%$ проходит с близким к нулю упрочнением $\theta = d\sigma/d\epsilon$, наблюдаются срывы нагрузки. Металлографические исследования поверхности деформированных образцов и исследование дислокационной структуры показывают, что на этой стадии упрочнения деформация реализуется скольжением в нескольких системах, происходит образование полос локализованной деформации. При деформации решетка внутри полос поворачивается, а вне полос сохраняет свою ориентацию. Разориентация решетки между такими частями образца составляет $3^\circ - 4^\circ$. Решетка внутри полосы с деформацией поворачивается таким образом, что фактор Шмида в полосе непрерывно растет, вызывая эффект геометрического разупрочнения в полосе. Полосы не имеют четкой границы, состоят из сегментов, которые существенно разориентированы друг относительно друга. Рентгенографические исследования и двухследовой анализ показывают, что границы этих сегментов отклонены от плоскостей типа $\{111\}$ на угол $10^\circ - 12^\circ$.

При последующем сжатии $\langle 111 \rangle$ кристаллов пластическое течение становится устойчивым, кривая течения не имеет срывов, характеризуется большей скоростью упрочнения $\theta = 750 \dots 800$ МПа по сравнению со стадией образования полос сдвига. Опыты с переполировкой и травлением позволили обнаружить две системы двойникования внутри полос, а при больших степенях деформации $\epsilon > 8 - 9\%$ двойникование обнаружено и вне полос деформации. Высокая скорость упрочнения на этой стадии обусловлена двумя факторами: взаимодействием тонких двойников и дефектов упаковки внедрения с дислокациями скольжения и взаимодействием двойников с границами макрополос деформации. Таким образом, установлена смена механизма деформации от скольжения к двойникованию при сжатии $\langle 111 \rangle$ монокристаллов стали Гадфильда, где фактор Шмида для скольжения $m_{ск} = 0.27$ выше, чем для двойникования $m_{дв} = 0.157$ (для двойникования с образованием ДУ вычитания) и, следовательно, развитие двойникования неблагоприятно.

При сжатии $\langle 001 \rangle$ кристаллов пластическое течение проходит с высоким коэффициентом деформационного упрочнения 2100 МПа, деформация развивается во всем объеме образца. С самого начала пластического течения наблюдается действие нескольких систем двойникования, и их взаимодействие вызывает сильное упрочнение монокристаллов этой ориентации.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ МК-1436.2008.8 и РФФИ №07-08-00064.

ПОВЕДЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ СИЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Пилюгин В. П.¹, Дуб С. Н.², Брытков Д. А.¹, Солодова И. Л.¹, Панфилов П. Е.³

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Институт сверхтвердых материалов НАНУ, Киев, Украина

³Уральский государственный университет, Екатеринбург, Россия

pilyugin@imp.uran.ru

Тугоплавкие металлы, имея высокое сопротивление деформации и низкую пластичность, являются труднодеформируемыми. Значительных деформаций (40–60%) без разрушения можно достичь лишь при обработке под давлением, гидроэкструзией и при высоких температурах. В работе исследованы структурные изменения и механические свойства ОЦК металлов, в том числе тугоплавких (V, Nb, Cr, Ta, Mo, W) и единственного тугоплавкого ГЦК металла – иридия при холодных деформациях сдвигом под высоким (12–14 ГПа) давлением. Деформацию проводили при комнатной температуре со скоростями 0,3–2 с⁻¹, структуру образцов изучали методами металлографии, электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии на просвет в синхротронном излучении. Кроме того, измеряли микротвердость и механические свойства методом наноиндентирования.

Как правило, заметное влияние на характер и параметры пластического течения оказывает давление, величина которого составляет не менее 0,01–0,02 от модуля всестороннего сжатия материала. Для большинства переходных металлов он не превышает 100 ГПа и методически при сдвиге достижимо давление в 10–14 ГПа, что позволяет деформировать эти материалы на большие степени без разрушения. Тугоплавкие металлы, у которых модуль всестороннего сжатия близок к 300–400 ГПа, продеформировать без разрушения не всегда представляется возможным. Однако, из проведенных ранее исследований известно, что при получении химически чистого субмикро- или нанокристаллического состояния металла в нем начинает доминировать пластическое течение по механизму зернограничного проскальзывания. Это позволяет деформировать материал на большие степени без разрушения. Опыты показали, что наиболее хрупкие металлы, такие как иридий и вольфрам, растрескивались при снятии давления после поворота на малые углы (5–180°) в периферической части образцов, тогда как после больших деформаций ($\geq 360^\circ$) образование трещин не наблюдалось. Видимо, сформированная большой деформацией структура более способна к релаксации при снятии давления. Большие деформации (>4–5 ед.) приводят к формированию в металлах наноструктурного состояния и существенному повышению твердости. Так в иридии получен средний размер кристаллитов 20 нм, твердость возросла в 5 раз по сравнению с исходным состоянием, близкие значения размеров кристаллитов (20–40 нм) получены в хrome, тантале, молибдене, вольфраме, а их твердость увеличилась в 2,5–3 раза. Для ряда исследованных металлов проведено измерение твердости наноиндентированием, определено напряжение сдвига от степени деформации, давления и температуры в диапазоне 80–400 К для исходного и сильнодеформированного состояний. Измерения на ванадии и ниобии показали, что на начальных стадиях модуль упругости повышается, а затем по мере увеличения степени деформации проявляется спад и в сильнодеформированных образцах его значение немного меньше начального значения (расчет пластичности по наноиндентированию выявил ее снижение на 10–15%).

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394), при частичной финансовой поддержке Программы Президиума РАН П-9 и гранта НШ-643.2008.3.

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПЛОТНОСТЬ СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2

Осинская Ю. В., Покоев А. В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия
ojv@ssu.samara.ru, pokoev@ssu.samara.ru

Старение в сплавах при повышенных температурах является фазовым превращением, в ходе которого происходит преобразование одних фаз в другие и образование новых. Этот процесс является фазовым переходом первого рода, при котором первые производные термодинамического потенциала испытывают скачок и, в частности, плотность вещества меняется скачком. В данной работе впервые сделана попытка применить метод гидростатического взвешивания для получения информации об особенностях кинетики протекания фазовых превращений при старении бериллиевой бронзы БрБ-2 в постоянном магнитном поле (ПМП) [1].

Методом гидростатического взвешивания определили плотность закалённых образцов и образцов, состаренных в температурном интервале от 250 до 400 °С, временном от 0 до 1 часа и в поле с напряженностью 7 кЭ и без него.

Анализ и сопоставление имеющихся экспериментальных и теоретических данных о старении [1] бериллиевой бронзы позволяет сделать следующие выводы:

1. Установлено, что плотность материала при термической обработке в ПМП всегда выше, чем без нее. Сделана попытка объяснения эффекта изменения плотности сплава после термомагнитной обработки на основе представлений о средневзвешенной плотности сплава и составляющих его фаз.

2. Показано, что на каждом из этапов процесса старения наблюдается корреляция в поведении значений плотности и микротвердости образцов. Сделано предположение, что данные характеристики сплава находятся в функциональной зависимости.

3. Плотность сплава является многофакторной характеристикой, которая зависит от количества кластеров, их размеров и соотношения объемов кластеров и остаточного раствора, а также дефектности структуры. Причем, как показали нейтронные исследования [2], кинетика фазообразования сплава в ПМП и без него – разная. Увеличение плотности, по-видимому, связано с уходом бериллия из твёрдого раствора и образованием новой упрочняющей γ -фазы, имеющей состав CuBe [3], и обедненной бериллием остаточной матрицы, обладающей большей плотностью, причем степень обеднения в ПМП больше, чем без него.

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы БрБ-2 при старении в постоянном магнитном поле. // Физика и химия обработки материалов. - 2003. - № 3. - С. 18-25.
2. Runov V.V., Pokoev A.V., Runova M.K. and Smirnov O.P. The influence of magnetic field on phase nucleation in Cu–Be alloy. // J. Phys.: Condens. Matter. – 2008. – V. 20. - 104226 (4pp).
3. Осинская Ю. В., Покоев А. В. Микроструктура сплава бериллиевой бронзы БрБ-2, состаренной в постоянном магнитном поле. // Материаловедение. – 2005. - № 11. – С. 2-5.

PROPERTIES OF CAST IRON ROLLERS AFTER PLASMA HARDENING

**Efimov O. Yu., Yuriev A. B., Chinokalov V. Ya., Simakov V. P., Gromov V. E.*,
Konovalov S. V.***

Joint Stock Company “West Siberian Iron and Steel Works”, Novokuznetsk, Russia

** Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

gromov@physics.sibsiu.ru

Surface treatment of ferrocement alloys by concentrated energy sources is of great interest, because it is very effective. In terms of the heat-flux density in the treatment zone (up to 10^{11} W/m²), plasma-arc treatment is comparable with laser methods. In a number of cases, it produces the same hardening, but with lower equipment costs and greater productivity.

At West Siberian Iron and Steel Works, the rollers (diameter 530 mm, barrel length 630 mm) used to roll reinforcement profiles in the finishing cells of the 450 mill are made of CIIXHΦ cast iron of composition 3.3-3.5 wt % C, 1.35-1.7 wt % Si, 0.5-0.65 wt % Mn, 0.2-0.4 wt % Cr, 1.4-1.6 wt % Ni, 0.12-0.13 wt % V, <0.2 wt % P, and <0.02 wt % S. For plasma hardening of the roller grooves, an experimental unit is adapted from a UPN-303 unit, by connecting an APR-403 power source and an indirect-action plasmotron (power up to 80 kW).

High-temperature treatment—plasma heating of a section of cast-iron surface, followed by intense cooling (mass transfer to the mass of the pan)—ensures the formation of austenite-martensite structure. In the cast state, the iron structure consists of plate pearlite (microhardness *HV* 343-402), ledeburite (*HV* 566-672), cementite (*HV* 1246-1285), and uniformly distributed globular graphite (*HV* 15-17). Graphite of diameter 30-90 μm (ShGd60) may take regular (ShGf5) or irregular (ShGf4) forms. After plasma treatment, a modified layer of thickness 50-1500 μm (depending on the treatment conditions) is formed at the surface; this layer consists of a broad spectrum of structures [1, 2]. In the surface layer, melting zones and thermal influence zones are formed. The microstructure of the melting zone consists of a fine mixture of austenite and cementite, with a dendritic structure.

The boundary between the melting zone and the thermal-influence zone is extremely irregular, on account of contact melting; such melting is possible because the melting point falls as the metal matrix near the graphite inclusions is saturated with carbon. In the thermal-influence zone, a structure consisting of martensite and residual austenite is formed; the ratio of these components changes over the thickness of the zone, with corresponding variation in the micro-hardness (in the range 4000-9000 MPa).

Industrial tests show that the working life of rollers is increased by a factor of 1.6 in terms of the quantity of rolled metal, depending on the particular reinforcement profile and the roller diameter. The decrease in surface hardness of the grooves after the next repair is effectively compensated by the formation of a hardened layer with an austenite-martensite structure. This favorably influences the operational properties of the rollers. The hardened surface of the grooves is characterized by elevated wear and crack resistance and lower oxidizability; the resistance of the roller to local wear is increased to 90 %.

1. Yur'ev, A.B., Efimov, O.Yu., Chinokalov, V.Ya., et al., Extending the Life of Horizontal Cast-iron Rollers in 450 Bar Mill, *Stal*, 2005, no. 6, pp. 89-91.
2. Yur'ev, A.B., Chinokalov, V.Ya., Efimov, O.Yu., et al., Influence of Plasma Surface Treatment on the Structure and Hardness of Cast Iron with Globular Graphite, *Mekhan. Term. Obrab. Met.*, 2006, no. 6, pp. 37-41.

ФОРМИРОВАНИЕ И ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР ПРИ ПЛАЗМЕННОМ УПРОЧНЕНИИ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ И ЭКСПЛУАТАЦИИ

Ефимов О. Ю.¹, Иванов Ю. Ф.², Юрьев А. Б.¹, Громов В. Е.³,
Коновалов С. В.²

1 – ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», г.Новокузнецк, Россия

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

3 – Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

Одной из важных проблем металлургического производства, в значительной степени определяющей его эффективность, является повышение стойкости прокатных валков. Для ее решения применяется плазменная закалка рабочей поверхности калибров валков, которая диспергирует поверхность и придает материалу дополнительную прочность и износостойкость.

Методами просвечивающей электронной микроскопии анализировались фольги, полученные с разной глубины от поверхности валка ~50 мкм, 160 мкм, 210 мкм, 260 мкм и 1100 мкм, а также с поверхностного слоя толщиной 0,5 мкм.

Своеобразная структура формируется в поверхностном слое, где основными фазами являются α -фаза и цементит. Зерна α -фазы преимущественно имеют размеры 35-40 нм (формируется так называемая нанокристаллическая структура). Характерной особенностью данного типа структур являются кольцевые микроэлектроннограммы, свидетельствующие о малом размере дифрагирующих кристаллитов. По границам кристаллов α -фазы располагаются частицы цементита, размеры которых ~3-5 нм.

Эксплуатация валка, подвергнутого плазменному упрочнению, при прокатке арматуры диаметром 32-50 мм привела к множественным изменениям структуры и фазового состава материала.

Одним из основных структурных элементов чугуна после эксплуатации валков на прокатном стане является мартенсит отпуска. Границы раздела кристаллов мартенсита являются источниками полей напряжений, о чем свидетельствует наличие изгибных экстинкционных контуров на электронно-микроскопических изображениях. Как правило, минимальная толщина контура наблюдается у границы раздела кристаллов, максимальная – в центре кристаллов; несколько реже фиксируются поля, изменяющиеся более сложным образом.

В процессе эксплуатации плазменноупрочненного чугунного валка при прокатке происходит выравнивание структурно-фазового состояния материала по глубине.

После эксплуатации валка формирующаяся в поверхностном слое структура α -фазы может быть отнесена к субмикроструктурной. Под действием термомеханической нагрузки средние размеры кристаллитов увеличиваются до 100-150 нм.

Судя по микроэлектроннограммам, зерна субмикроструктурного феррита содержат включения второй фазы - частицы цементита. Зерна аустенита в исследованном объеме валка после эксплуатации методами электронной микроскопии тонких фольг не обнаружены.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЕРМЕНДИУРОВ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ

Ширинов Т. М., Глезер А. М.*, Коновалов С. В., Громов В. Е.

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

** Институт металлофизики и функциональных материалов им. Г.В. Курдюмова
ЦНИИЧермета им И.П. Бардина, г. Москва, Россия*
glezer@imph.msk.ru

Сплавы на Fe–Co основе широко применяются в электротехнической и приборостроительной отраслях промышленности. Их практическое использование в ряде случаев ограничивается из-за низкой пластичности.

Хорошо известно, что заметного увеличения пластичности сплава FeCo без сильного ухудшения его магнитных свойств можно достичь путем легирования небольшими количествами V, Cr и ряда других элементов.

Целью данной работы являлось исследование влияния легирующих добавок ванадия, хрома, никеля и марганца на предел текучести и пластичность эквивалентного сплава FeCo при комнатной температуре.

Легирование третьим элементом в пределах до 6 % (ат.) (Mn и Ni) и до 4 (% ат.) (V и Cr) проводили таким образом, чтобы сохранить эквивалентное соотношение атомов Fe и Co. Сплавы выплавляли в дуговой вакуумной печи "Бальцерс", слитки проковывали в прутки диаметром 8 мм, из которых изготавливали цилиндрические образцы диаметром 5 мм и длиной 10 мм для механических испытаний. Образцы подвергали термической обработке, способствующей полному протеканию в них процессов атомного упорядочения по типу В2 (длительный ступенчатый отжиг в интервале температур 850—500°С) и термической обработке, подавляющей атомное упорядочение (закалка в воду от 1000 °С).

Установлено, что величина $\sigma_{0,2}$ для закаленного состояния выше, чем для отожженного вне зависимости от природы легирующего элемента и его содержания. Наиболее резкое положительное влияние на величину $\sigma_{0,2}$ оказывает легирование хромом, марганцем и ванадием (в последнем случае начиная с 1,5 % (ат.)).

Ряд композиций, имеющих более благоприятный комплекс механических характеристик, нежели сплав FeCo или классический ванадиевый пермендиур [FeCo - 2 % (ат.) V]. К таковым следует отнести сплав, содержащий 4 % (ат.) Ni, 0,4 - 1 % (ат.) Cr, а также 2 % (ат.) Mn. Естественно, при рассмотрении конкретных композиций следует принимать во внимание возможное изменение магнитных свойств и требования, предъявляемые к механическим характеристикам. Например, ряд сплавов, исследованных в данной работе, имеет гораздо более высокое значение $\sigma_{0,2}$ при той же величине ϵ_p , что и сплав FeCo.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СТАЛИ 08X18H10T ПРИ УСТАЛОСТИ И ТОКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Коновалов С. В.¹⁾, Иванов Ю. Ф.²⁾, Громов В. Е.¹⁾, Пошевнева А. И.¹⁾

¹⁾ Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

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

konovarov@physics.sibsiu.ru

Выполнены методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследования по установлению формирования градиентных структурно-фазовых состояний в стали 08X18H10T при многоциклового усталости до разрушения и импульсной токовой обработке, приводящей к повышению усталостного ресурса. Многоциклового усталостные испытания, завершившиеся разрушением образца, привели к множественным изменениям внутризеренной структуры, как приповерхностного слоя, так и всего объема материала, прилегающего к поверхности разрушения. Последнее позволяет утверждать о формировании усталостно-индуцированного градиента субструктуры стали, т.е. закономерного изменения параметров субструктуры по мере удаления от лицевой к тыльной поверхности образца. Установлено следующее изменение соотношений объемов материала, занятых тем или иным типом дислокационных субструктур с увеличением расстояния от лицевой поверхности образца: фрагментированная и ячеистая дислокационные субструктуры наблюдаются лишь вблизи лицевой поверхности образца; ячеисто-сетчатая – в слоях, прилегающих к лицевой и тыльной сторонам образца; хаотическая, сетчатая и клубковая субструктуры – во всем объеме образца. При этом по мере удаления от лицевой поверхности объемная доля дислокационного хаоса устойчиво нарастает, достигая максимального значения на глубине ~3 мм. Одновременно с этим, по мере удаления от лицевой поверхности образца снижается объемная доля клубковой субструктуры.

Испытания в условиях токового воздействия на промежуточной стадии нагружения, завершившиеся разрушением образца, также привели к изменениям дефектной субструктуры всего объема материала, прилегающего к поверхности разрушения. Весьма примечательным образом изменяется соотношение дислокационных субструктур с увеличением расстояния от лицевой поверхности образца. Минимальной объемной долей обладает ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура, формирующаяся в слое материала, прилегающем к лицевой поверхности образца. Хаотическая, сетчатая и клубковая субструктуры обнаруживаются во всем объеме образца. При этом объемная доля структуры дислокационного хаоса минимальна вблизи лицевой и тыльной поверхностей образца. Одновременно с этим, по мере удаления от лицевой поверхности образца увеличивается объемная доля сетчатой субструктуры, достигая максимальных значений на глубине ~2,5 мм. Клубковая дислокационная субструктура, в противоположность этому, достигает максимальных значений объемной доли в слое, примыкающем к лицевой поверхности образца и в слое, прилегающем к тыльной стороне образца. Следует отметить, что выявленная тенденция является противоположной по отношению к поведению частиц карбидной фазы в стали, разрушенной по непрерывной схеме усталостного нагружения. Можно предположить, что данные различия в поведении частиц карбидной фазы связаны с токовой обработкой стали, которая, очевидно, привела к стабилизации карбидной фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых и их научных руководителей №МК-869.2008.8

МИКРОТВЁРДОСТЬ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ 45 ДО И ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Вострецова А. В.¹⁾, Карпий С. В.¹⁾, Будовских Е. А.¹⁾, Громов В. Е.¹⁾,
Иванов Ю. Ф.²⁾, Колубаева Ю. А.²⁾, Тересов А. Д.²⁾, Филимонов С. Ф.²⁾

¹⁾Сибирский гос. индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,

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

gromov@physics.sibsui.ru, yurii@ivanov.tomsk.ru

К новым способам упрочняющей поверхностной обработки относится электро-взрывное легирование (ЭВЛ), состоящего в оплавлении и насыщении поверхностных слоев материалов продуктами электрического взрыва проводников с последующей самозакалкой. Учитывая высокие результаты, достигаемые в практике традиционной химико-термической обработки при алитировании и бороалитировании сталей, в настоящей работе изучали возможности упрочнения углеродистой стали 45 при этих видах ЭВЛ. Дополнительные возможности по стабилизации структуры поверхностных слоев обеспечивает последующая электронно-пучковая обработка. В связи с этим проводили изучение распределения микротвёрдости по глубине модифицированных слоев после ЭВЛ и дополнительной электронно-пучковой обработки.

Электровзрывную обработку проводили импульсами длительностью 100 мкс при поглощаемой плотности мощности $5,5 \text{ ГВт/м}^2$. Образцы после легирования обрабатывали электронными импульсами на установке, разработанной в ИСЭ СО РАН. Количество импульсов электронной обработки на установке SOLO $N = 10, 50, 100$ и 200 , их длительность $t = 50$ и 200 мкс. Энергия импульсов (20 и 25 Дж/см^2) была достаточной для оплавления поверхностных слоев на глубину до нескольких микрометров. Это приводило к заметному изменению рельефа поверхности, связанному с ее оплавлением, когда существенную роль играют капиллярные силы. При этом граница зоны легирования с основой оставалась ровной. Измерение микротвердости модифицированных слоев на поперечных и косых шлифах в области максимумов рельефа, а также с облученной поверхности проводили с использованием прибора ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1 Н с точностью не хуже 10% .

Глубина зоны алитирования достигает 17 мкм , зоны термического влияния – 7 мкм . Микротвёрдость монотонно падает с глубиной, изменяясь от максимального значения на поверхности 825 до 200 НВ в основе. При бороалитировании на поверхности достигается микротвёрдость 1450 НВ при глубине зоны легирования до 26 мкм и зоны термического влияния до 17 мкм . После электронно-пучковой обработки в общем случае микротвердость поверхности падает с ростом N , оставаясь в случае бороалитирования до $3\text{--}4$ раз выше, чем после алитирования. Вблизи границы с основой наблюдается формирование максимумов в распределении микротвёрдости по глубине, значения которой после бороалитирования достигают $1600\text{--}1700 \text{ НВ}$. При этом глубина их залегания в общем случае увеличивается с ростом, как N , так и t , и коррелирует с изменением рельефа поверхности. После бороалитирования глубина положения максимумов также несколько больше, чем после алитирования. Повышенные значения микротвердости наблюдаются и в зоне термического влияния, в которой она падает монотонно. Обработка при $N = 200$ приводит к заметному упрочнению только при бороалитировании, когда $t = 50$ мкс. Во всех других случаях твердость на поверхности не превышает 300 НВ , а максимумы в ее распределении не проявляются.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантами РФФИ №№ 07-08-92100-ГФЕН_а, 08-02-00024-а, 08-02-12012-офи.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Fe–Co СПЛАВОВ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ И УПОРЯДОЧЕНИИ

Глезер А. М., Яскевич М. И., Ширинов Т. М.*, Коновалов С. В.*, Громов В. Е.*

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина, г.Москва, Россия*

a.glezer@mail.ru

** ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк, Россия*

gromov@physics.sibsiu.ru

Детально изучено влияние термической обработки и легирования переходными элементами (V, Ni, Cr, Mn) на механическое поведение сплава FeCo, упорядочивающегося по типу B2, при одноосном сжатии в интервале температур 77–300 К. Установлены общие закономерности изменения параметров пластической деформации (предела текучести, коэффициента деформационного упрочнения и степени деформации до разрушения) в зависимости от степени атомного упорядочения и легирования при сохранении эквиатомного соотношения Fe и Co, а также специфика влияния каждого из легирующих элементов.

Они заключаются в следующем.

Предел текучести

1. Возрастание значения $\sigma_{0,001}$ в результате легирования по сравнению с исходным бинарным сплавом.
2. Возрастание значения $\sigma_{0,001}$ в сплавах одного состава в результате закалочного разупорядочения.
3. Усиление температурной зависимости $\sigma_{0,001}$ в легированных сплавах по сравнению с исходным бинарным сплавом.
4. Усиление температурной зависимости $\sigma_{0,001}$ в сплавах одинакового состава в результате закалочного разупорядочения.

Коэффициент деформационного упрочнения

1. Усиление монотонно убывающей зависимости $\theta(\epsilon)$ в легированных сплавах по сравнению с исходным бинарным сплавом.
2. Усиление монотонно убывающей зависимости $\theta(\epsilon)$ в результате закалочного разупорядочения.
3. Усиление температурной зависимости $\theta(T)$ в легированных сплавах по сравнению с исходным бинарным сплавом.
4. Усиление температурной зависимости $\theta(T)$ в результате закалочного разупорядочения.

Пластичность

1. Возрастание значения ϵ_p в легированных сплавах по сравнению с исходным бинарным сплавом.
2. Возрастание значения ϵ_p в результате закалочного разупорядочения.
3. Усиление температурной зависимости $\epsilon_p(T)$ в легированных сплавах по отношению к исходному бинарному сплаву.
4. Усиление температурной зависимости $\epsilon_p(T)$ в результате закалочного разупорядочения.

АНАЛИЗ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОЛОС СДВИГА С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ ЧАСТИЦАМИ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Fe

Глезер А. М., Манаенков С. Е.

Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова
ГНЦ «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина»,
glezer@imph.msk.ru

С помощью просвечивающей электронной микроскопии были проанализированы возможные варианты взаимодействия полос сдвига, образующихся в аморфной матрице сплава $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$, с выделяющимися α -наночастицами. Согласно ранее проводимым исследованиям [1], можно выделить следующие возможные варианты взаимодействия полос сдвига с нанокристаллами: огибание, перерезание, торможение, аккомодация (первичная и вторичная). Анализ вероятности реализации того или иного механизма показал, что наиболее распространенным является механизм перерезания полосами сдвига наночастиц – 47 % от всех случаев взаимодействия, в то время как аккомодация с испусканием в аморфную матрицу сразу двух полос сдвига (вторичная аккомодация) реализуется реже всего – 6 %. Доли случаев огибания, торможения и первичной аккомодации, когда в аморфную матрицу испускается одна полоса сдвига, примерно одинаковы, около 15%.

Показано, что гистограммы распределения размеров всех нанокристаллов, принимающих участие во взаимодействии, характеризуются нормальным распределением. Установлено, что процессы перерезания наночастиц могут происходить во всем интервале размеров нанокристаллов. Процессы огибания частиц полосами сдвига могут происходить исключительно при размерах нанокристаллов, не превышающих 130 нм (при интервале размеров 35-175 нм), то есть при более меньших размерах нанокристаллов. Аналогично огибанию ведут себя и процессы торможения полос сдвига. Процессы торможения наиболее часто происходят в интервале – 65-127 нм. Проведено построение гистограмм распределения случаев реализации того или иного механизма в том или ином интервале размеров нанокристаллов (всего 5). Доля процессов огибания с увеличением размеров наночастиц постепенно снижается. Если в первом интервале она составляет около 25%, то во втором уже 18%, а в третьем – около 17%. Следовательно, меньший размер кристаллов более предпочтителен для взаимодействия полос сдвига с ними по механизму огибания.

При рассмотрении процесса торможения, который до этого проявлял себя как процесс, очень сходный по характеру зависимости от размера частиц, выяснилось, что здесь есть некоторые отличия, а именно, с повышением номера интервала размеров от первого к третьему доля механизма торможения от доли всех механизмов не падает, как было в случае с огибанием, а, пусть и незначительно, но возрастает (15, 16 и 25% соответственно). Процесс перерезания является наиболее часто встречающимся. В первом интервале размеров (34-65 нм) вторым по распространённости после перерезания (39%) является механизм огибания (24%), во втором интервале (65-96 нм) вторыми по распространённости идут два механизма примерно в равной степени: огибание и торможение (около 17%), в третьем интервале (96-127 нм) на вторую позицию выходит уже механизм торможения (25%). В четвертом интервале (127-158 нм) механизмы торможения не наблюдаются, и на вторую роль выходит механизм первичной аккомодации (33%).

Показано соответствие между средним размером кристаллов и механизмом взаимодействия. Исключая механизм вторичной аккомодации, механизм, соответствующим самому малому среднему размеру нанокристаллов, является огибание, далее по возрастающей идут торможение, перерезание, первичная аккомодация.

1. Глезер А.М., Манаенков С.Е., Пермякова И.Е. Структурные механизмы пластической деформации аморфных сплавов, содержащих нанокристаллы кристаллической фазы // Известия РАН. Серия физическая. – 2007.– Т. 71. – № 12. – С. 1747-1752.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВА Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ , ПОЛУЧЕННОГО ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА

Кареев С. И., Глезер А. М., Шеляков А. В.*

ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва

glezer@imph.msk.ru

**Московский инженерно-физический институт
(Государственный университет)*

Для элементов с эффектом памяти формы (ЭПФ) с электростимулированным нагревом большую роль играет соотношение электросопротивления R и степени его деформации ξ . Эффективность применения сплавов с ЭПФ в качестве функциональных элементов термоприводов (актюаторов) в значительной степени увеличивается при использовании быстрозакаленных лент из сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ при термоциклировании под постоянной нагрузкой. Показано, что может быть получена практически линейная зависимость $R(\xi)$. При этом обнаружен очень узкий гистерезис этой зависимости при нагрузках 50-75 МПа. Проведено исследование R и ξ быстрозакаленных лент из двух сплавов Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ , несколько отличающихся условиями получения при закалке из расплава методом спиннингования. ЭПФ инициировался за счет пропуска электрического тока. На каждом образце было выполнено до 5000 термоциклов в интервале мартенситного превращения при нагрузке 50 МПа и установлено, что линейная зависимость $R(\xi)$ сохраняется с увеличением количества циклов. В то же время обнаружена незначительная пластическая деформация порядка 0,05%, появляющаяся на первых 1000 циклах и возрастающая с номером цикла.

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что быстрозакаленные ленты из сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ являются многообещающим материалом для создания актюаторов на основе ЭПФ.

ОПРОБОВАНИЕ ПЛАВИЛЬНЫХ МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВА Cu-30%Cr

Коржов В. П., Карпов М. И.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ,
korzhov@issp.ac.ru

Сплавы системы Cu–Cr обычно получают спеканием порошков меди и хрома.

В данной работе для получения сплава Cu–30 масс.%Cr исследована возможность использования маломасштабных способов плавки, таких как плавка во взвешенном состоянии и плавка с высокочастотным нагревом на воздухе с последующей закалкой за твердевшего слитка в воде или с разливкой расплава в Cu-изложницы.

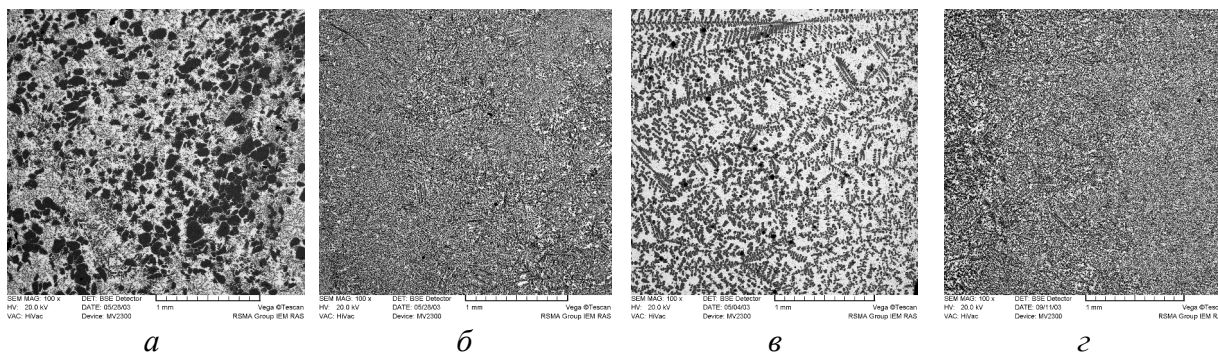


Рис. 1. Микроструктура сплавов: *а* – плавка во взвешенном состоянии, выдержка расплава ~0.5 с; *б* – то же, 5 с; *в* – плавка ТВЧ, закалка в воде; *з* – то же, разливка в Cu-изложницу

Первым способом были выплавлены слитки с различными (от ~0.5 до 10 с) выдержками расплава при максимально достигнутой температуре. Слиток, который выдерживался минимальное время, имел структуру, состоящую из Cu-матрицы, мелкодисперсных дендритных выделений хрома и крупных частиц хрома, не успевших раствориться в жидкости (рис. 1*а*). При более длительных выдержках (например, 5 с) весь слиток имел структуру медной матрицы с дендритными частицами хрома (рис. 1*б*). Проведенные опыты показали, что получить литую структуру по всему сечению слитка возможно при соблюдении известного правила, согласно которому расплав должен достигнуть температуры, при которой весь хром может раствориться в жидкости (здесь эта температура составляет 1600–1700°C). Оставалось опытным путём подобрать время выдержки расплава.

Плавка с нагревом ТВЧ велась в тигельной конструкции «тигель в тигель». После выдержки расплава в течение 40 с и более практически весь хром растворялся в жидкости. В слитках с меньшим временем выдержки, закаливаемых в воде, не растворившийся хром собирался в верхней части слитка, а в остальном его объёме наблюдалась структура с дендритными выделениями хрома. Плотность дендритов с увеличением времени выдержки увеличивалась, а размер дендритов уменьшался, так как всё большее количество хрома успевало растворяться в жидкости. На рис.1*в* представлена микроструктура закалённого слитка после выдержки расплава в течение 40 с.

Разливка расплава в Cu-изложницы, как и ожидалось, увеличивала скорость охлаждения слитка, по сравнению с закалкой в воде, что вызывало образование структуры с мелкодисперсными выделениями хрома (рис. 1*з*), аналогичной структуре после плавки во взвешенном состоянии (см. рис. 1*б*). Было выплавлены слитки сплава Cu–30 масс.%Cr диаметром ~33 и ~52 мм толщиной соответственно 7 и 5 мм. Все слитки имели однородную литую структуру по всему сечению.

Проведенная работа явилась первым этапом к более масштабному получению сплава методами индукционной и электродуговой плавки.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Cu–2%Cr, ПОЛУЧЕННОГО ДУГОВОЙ ПЛАВКОЙ

Коржов В. П., Карпов М. И., Внуков В. И.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ,
korzhov@issp.ac.ru

Очень малая взаимная растворимость меди и хрома представляет значительные трудности при получении сплавов меди с большим (например 30–50 масс.%) содержанием хрома плавильными методами. Поэтому их получают методом порошковой металлургии, а заодно этим методом получают и хромистую бронзу. Микроструктура такого сплава (рис. 1а) представляет собой пористую матрицу из твёрдого раствора Cr в Cu с крупными частицами хрома. В данной работе показано, что хромистую бронзу с содержанием хрома 2 масс.% можно относительно легко получать дуговой плавкой с расходуемым электродом.

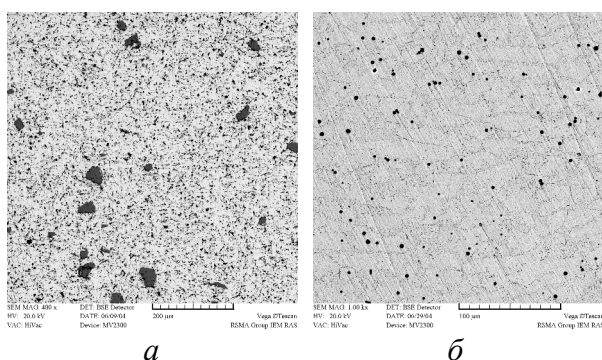


Рис. 1. Микроструктура расходуемого электрода, спечённого из порошков (а), и выплавленного слитка массой 10 кг (б)

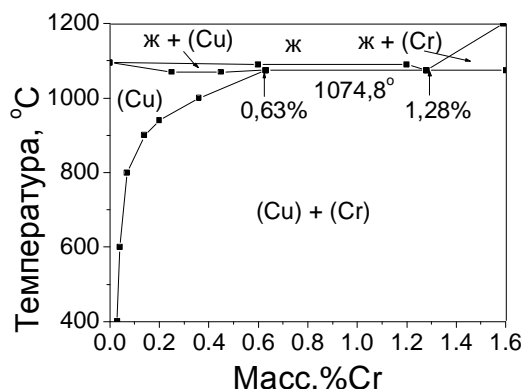


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Cu–Cr

содержал 0.7%Cr, и мелкодисперсного практически чистого хрома.

Твёрдость НВ, измеренная на поверхности образцов после механической обработки из верхней и нижней частей слитка, изменялась от 63 до 68 ед., в середине слитка – 34-36 ед. Твёрдость НВ для образцов с поверхностью после искрового реза – 36-57 в верхней и нижней частях слитка и 32-34 ед. в середине слитка.

Предел прочности не имел какой-либо зависимости по высоте слитков и изменялся в диапазоне от 213 до 252 МПа, относительное удлинение – 14-17%. Плотность слитков изменялась в пределах от 8.90 до 8.92 г/см³.

Выплавка слитков бронзы производилась в дуговой печи, имеющей кристаллизатор, помещённый в соленоид, электромагнитное поле которого способствовало перемешиванию жидкого слоя слитка. Толщина этого слоя 8-10 мм. Расходуемый электрод диаметром 30 мм из сплава Cu–2%Cr изготовлялся методом порошковой металлургии. Масса выплавленных слитков – 7.5 и 10 кг, диаметр – 70 мм.

На рис. 1б представлена микроструктура образца, вырезанного из середины слитка. Согласно диаграмме состояния Cu–Cr (рис. 2), состав выплавленной бронзы относится к заэвтектической области (содержание хрома в эвтектике – 1,28%). Поэтому микроструктуру сплава можно характеризовать как матрицу, представляющую собой эвтектику, с более или менее равномерно распределёнными одиночными включениями первичного хрома дендритной формы размером ~5 мкм. Эвтектика состояла из твёрдого раствора хрома в меди, который по данным локального рентгеноспектрального анализа содер-

СТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb–Si С 3 И 6 МАСС.%Si, ПОЛУЧЕННЫХ ЗОННОЙ ПЛАВКОЙ

Коржов В. П., Карпов М. И.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ, korzhov@issp.ac.ru

Сплавы системы Nb–Si имеют потенциальные возможности для создания конструкционных материалов, способных работать при более высоких температурах, чем хорошо известные сплавы системы Ni–Al. Такая цель может быть достигнута, если структура сплава будет представлять собой вязкую матрицу из твёрдого раствора на основе ниобия и расположенных в ней выделений интерметаллидов или другой структурной составляющей, содержащей интерметаллид. В настоящей работе приводятся первые результаты исследований в этом направлении.

Образцы сплавов ниобия с 3 и 6 масс.%Si получали зонной плавкой за два прохода. За первый проход исходные компоненты плавилась и перемешивались, во время второго прохода происходила направленная кристаллизация сплава. Скорость движения расплавленной зоны во втором проходе – 2 и 4 мм/мин.

Микроструктура сплава с 6 масс.%Si существенно зависела от скорости движения расплавленной зоны. По данным локального рентгеноспектрального анализа микроструктура сплава, полученного со скоростью зоны 2 мм/мин (рис. 1а), характеризовалась зёрнами твёрдого раствора Si в Nb (~3 ат.%Si, на левой половине фото в режиме фазового контраста они выглядят светло-тёмными полями) дендритообразной формы и эвтектикой (твёрдый раствор Si в Nb с 3,7-4,3 ат.%Si + интерметаллид Nb₃Si состава 76,0–76,5 ат.%Nb и 23,5-23,9 ат.%Si). В режиме фазового контраста эвтектика – это поля преимущественно чёрного цвета.

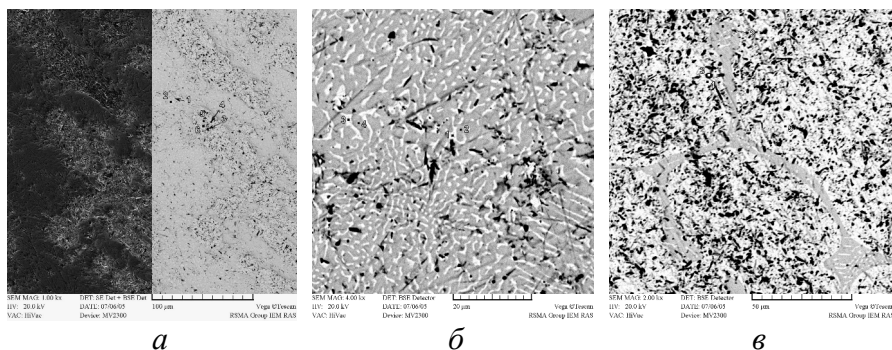


Рис. 1. Микроструктура сплавов Nb-Si: а – 6 масс.%Si, скорость движения зоны 2 мм/мин; б – 6 %Si, 4 мм/мин; в – 3 %Si, 2 мм/мин

Увеличение скорости движения расплавленной зоны в 2 раза (рис. 1б) привело к тому, что структура сплава стала состоять только из одной эвтектики. Светлая фаза соответствовала твёрдому раствору Si в Nb (3,0-4,7 ат.%Si), серая фаза – интерметаллиду Nb₃Si (23,5-24,7 ат.%Si). Эвтектика состояла на 11,3% из твёрдого раствора кремния в ниобии и на 84% – из интерметаллида.

Образец сплава при скорости движения расплавленной зоны 2 мм/мин, но с 3 масс.%Si (рис. 1в), состоял из крупных зёрен твёрдого раствора Si в Nb, разделённых прослойками эвтектики. По сравнению со сплавом, содержащим 6 масс.%Si, уменьшение номинального содержания Si в сплаве при одинаковой скорости движения зоны приводило к существенному уменьшению эвтектики – более хрупкой структурной составляющей сплава. Чёрные вкрапления – частицы абразива, содержащие кремний, вклинившиеся в эту фазу, как наиболее пластичную, в процессе приготовления шлифа.

Исследования показали, что изменяя параметры зонной плавки и содержание кремния в шихте можно в достаточно широком диапазоне управлять структурой сплава.

МИКРОСТРУКТУРА И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОЙ ЛЕНТЫ СО СЛОЯМИ ИЗ СПЛАВА Nb–Ti НАНОРАЗМЕРНОЙ ТОЛЩИНЫ

Карпов М. И., Коржов В. П., Внуков В. И., Зверев В. Н., Желтякова И. С., Ходос И. И.*

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ,

karpov@issp.ac.ru

*ИПТМ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ

Исследовались ленты, содержащие большое количество чередующихся слоёв наноразмерных толщин из ниобия и сверхпроводящего сплава Nb–31 масс.%Ti. Получали ленты прокаткой многослойных предварительно сваренных пакетов, первоначально собранных из различного количества чередующихся между собой фольг ниобия и сплава толщиной 0.2 и 0.3 мм соответственно. После 3-кратного повторения циклов из операций сборки, сварки и прокатки пакетов был получен набор из пяти вариантов лент толщиной 0.3 мм, содержащих от 1116 до 13950 слоёв из сплава Nb–Ti с расчётной толщиной $t_{расч.}$ соответственно от 126.8 до 11.8 нм. Лента последнего варианта прокатывалась до 0.15 и 0.075 мм, после чего $t_{расч.}$ уменьшалась до 5.9 и ~3 нм. Сверху ленты были покрыты ~15-микронным слоем меди, которая вводилась вначале третьего цикла.

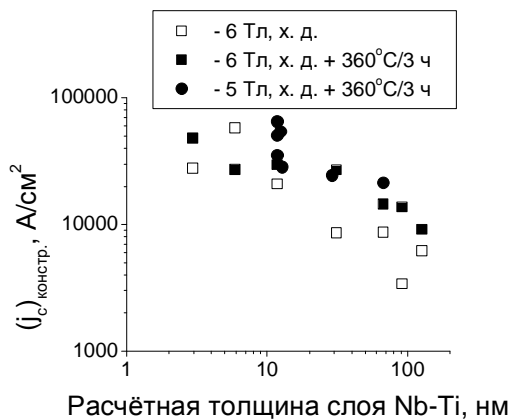


Рис. 1. Зависимость $(j_c)_{констр.}$ от $t_{расч.}$ при параллельной ориентации плоскости прокатки и направления магнитного поля

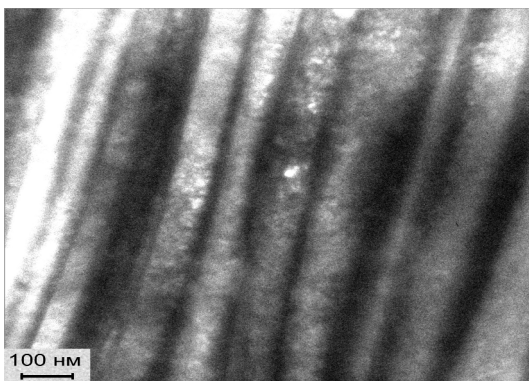


Рис. 2. Микроструктура многослойной ленты, содержащей 2340 слоёв из сплава Nb–Ti с $t_{расч.}$ равной 67.2 нм.

сверхпроводящих вихрей на межслойных границах. Лучшие значения $(j_c)_{констр.}$ достигали 7×10^4 А/см² в магнитных полях 5–6 Тл.

Критический ток измерялся при двух ориентациях ленты относительно направления внешнего магнитного поля сверхпроводящего соленоида: параллельно и перпендикулярно плоскости прокатки. Протекание транспортного тока в обоих случаях было перпендикулярно магнитному полю соленоида. При первой ориентации должно было иметь место закрепление сверхпроводящих вихрей на межслойных границах «сверхпроводник–нормальный металл», во втором случае – отсутствовать.

Роль нормального металла выполнял ниобий, который в полях выше 0,1-0,2 Тл становился несверхпроводящим, а его слои – эффективными центрами закрепления сверхпроводящих вихрей.

Конструктивная критическая плотность тока $(j_c)_{констр.}$ в зависимости от $t_{расч.}$ представлена на рис. 1, микроструктура поперечного сечения одного из вариантов ленты, (просвечивающая электронная микроскопия) – на рис. 2.

Рост j_c и большая анизотропия (отношение $j_{c\parallel}/j_{c\perp}$), которая при 6 Тл по мере уменьшения $t_{расч.}$ также возрастала от ~4 до ~26, свидетельствовали о закреплении

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Cu–30%Cr, ПОЛУЧЕННОГО ДУГОВОЙ ПЛАВКОЙ С РАСХОДУЕМЫМ ЭЛЕКТРОДОМ

Коржов В. П., Карпов М. И., Внуков В. И., Малаховский С. И.*, Фролов П. А.*

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ, korzhov@issp.ac.ru

* «ВДК Таврида – Электрик», г. Черноголовка Московской обл., РФ

Методом дуговой плавки с расходуемым электродом получены слитки сплава Cu–30 масс.%Cr массой от 2.6 до 8.7 кг. В качестве расходуемого электрода использовались спечённые и затем экструдированные электроды и два типа экспериментальных электродов, собранных из спечённых штабиков состава 70%Nb–30%Cr и слитков сплава Cu–30%Cr индукционной плавки.

В структуре первых слитков обнаруживались макродефекты размером до 1–1.5 мм, которые, в отличие от структуры из твёрдого раствора хрома в меди с достаточно крупными дендритными выделениями хрома и мелкодисперсным хромом, представляли собой участки того же твёрдого раствора, но содержащего только мелкодисперсный хром (рис. 1а). Характерно, что эти участки располагались по окружности, с радиусом немного более радиуса расходуемого электрода.

Экспериментально установлено, что электромагнитное поле соленоида, в который по конструкции печи помещался кристаллизатор, влияло на формирование макроструктуры слитков.

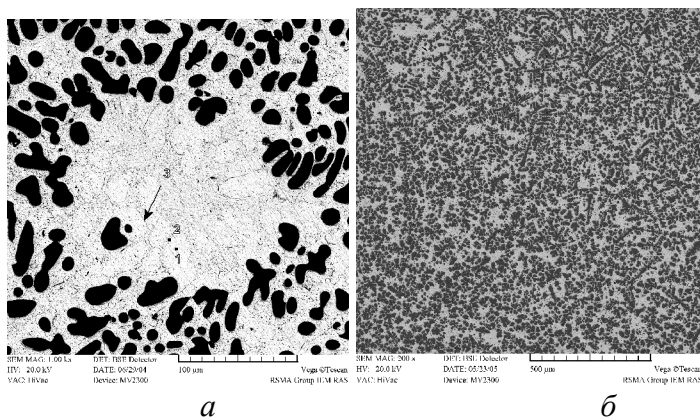


Рис. 1. Фрагмент структуры слитка, содержащего участок с макродефектом, свободным от дендритов хрома (а) и микроструктура слитка, выплавленного при выключенном соленоиде (б)

При включённом соленоиде в структуре слитков образовывались участки, свободные от дендритных выделений хрома, при выключенном соленоиде такие области отсутствовали. В последнем случае получались слитки с литой структурой равномерно распределённых дендритных выделений хрома в матрице, содержащей большое количество мелкодисперсных частиц эвтектического и вторичного хрома (рис. 1б).

Плотность сплава, определялась методом гидростатического взвешивания для образцов, вырезанных из различных мест слитков. Её значения изменялись в пределах от 8.31 до 8.36 г/см². Удельная электропроводность (неразрушающий метод контроля) непосредственно после плавки равнялась 21-29 и 27-30 МСм/м – после отжига при 850°С в течение 5 ч.

Твёрдость по Бринеллю НВ, измеренная на разных расстояниях от края слитков, имела пологий максимум примерно на середине радиуса слитка, в центре и по краям она заметно падала. Например, для одного из сечений твёрдость в максимуме равнялась 90-93, на краю слитка – 70-83, в центре – 84-87 ед.

Предел прочности изменялся в диапазоне от 305 до 412 МПа, относительное удлинение – 10.7- 12.6%, относительное сужение – 31.5-48.5%.

Усреднённые концентрации газовых примесей кислорода и азота равнялись соответственно 0.040 ± 0.012 и 0.0071 ± 0.0012 масс.%. Неметаллические примеси: С – 0.038 ± 0.010, S – 0.0061 ± 0.0014, Р – 0.0033 ± 0.0006 масс.%.

РЕСУРС МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЕГО РЕАЛИЗАЦИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОЙ, ПОЛИГОНИЗОВАННОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРАМИ

Прокошкин С. Д.¹, Браиловский В.², Хмелевская И. Ю.¹, Коротичкий А. В.¹,
Инаекян К. Э.^{1,2}, Демерс В.²

¹Московский институт стали и сплавов,

prokoshkin@tmo.misis.ru

²Высшая технологическая школа (г. Монреаль, Канада)

Методами рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии, механических и термомеханических испытаний исследовали бинарные сплавы с памятью формы (СПФ) Ti-49.73...51.05 ат.%Ni. Все сплавы закаливали от 700°C (контрольная обработка, рекристаллизованный аустенит). Сплавы Ti-50.26 и Ti-50.61%Ni после закалки подвергали НТМО холодной прокаткой с истинной деформацией в интервале $e = 0.3-2.1$. Последеформационный отжиг проводили в интервале температур 200–500°C. В результате умеренной деформации ($e = 0.3$) формируется развитая дислокационная субструктура мартенсита и аустенита, а интенсивной деформации ($e = 1.5$ и более) – смешанная нанокристаллическая (аустенитная) и аморфная структура. Отжиг после умеренной деформации приводит к формированию полигонизованной дислокационной субструктуры. С ростом температуры отжига плотность дислокаций в полигонизованной субструктуре уменьшается, а размер субзерен увеличивается. В ходе отжига после интенсивной деформации аморфная структура кристаллизуется в нанокристаллический аустенит (до 300°C); при дальнейшем повышении температуры отжига зерна нанокристаллической структуры, образовавшиеся в результате, как деформации, так и кристаллизации, растут, оставаясь в наноразмерной (<100 нм) области.

По результатам рентгенографических съемок в интервале температур –180...+150°C закаленных сплавов Ti-Ni концентрационные зависимости параметров решетки B19'-мартенсита (ПРМ) и максимальной деформации мартенситного превращения (ϵ_{\max}) существуют в заэквивалентном по никелю интервале концентраций. Эти зависимости линейные, а отсутствие концентрационного изменения ширины рентгеновской линий мартенсита свидетельствует о постепенном, а не ступенчатом изменении ПРМ и ϵ_{\max} . С ростом концентрации никеля ϵ_{\max} уменьшается.

ПР мартенсита, образовавшегося из полигонизованного или нанокристаллического аустенита, отличаются от ПР закаленного мартенсита, образовавшегося из рекристаллизованного аустенита. Это различие увеличивается с понижением температуры последеформационного отжига, т.е. с повышением плотности дислокаций и уменьшением размера субзерен полигонизованной субструктуры и зерен нанокристаллической структуры. Наибольшая величина ϵ_{\max} наблюдается в закаленном сплаве; с понижением температуры последеформационного отжига она уменьшается. Это определяет уменьшение ресурса обратимой деформации в полигонизованном или нанокристаллическом сплаве по сравнению с закаленным.

В то же время СПФ Ti-Ni с полигонизованной субструктурой аустенита, а в еще большей степени – с нанокристаллической структурой, значительно превосходят закаленные и даже полигонизованные по величине не только реактивного напряжения, но и полностью обратимой деформации вследствие большей разности между «дислокационным» и «фазовым» пределами текучести. СПФ с нанокристаллической структурой, полученной в результате отжига после интенсивной деформации (не с предельно высо-

кими степенями), имеют также существенное преимущество по характеристикам усталости в условиях сверхупругого и термомеханического циклирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ и Совета по научным исследованиям в области естественных и инженерных наук Канады.

LONG-TERM CHANGE OF MICROHARDNESS OF Ti–50.26AT.%Ni SHAPE MEMORY ALLOY AFTER SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Korotitskiy A. V.¹⁾, Inaekyan K. E.²⁾, Brailovski V.²⁾, Prokoshkin S. D.¹⁾

¹⁾ *Moscow Institute of Steel and Alloys, Moscow, Russia*

²⁾ *Ecole de Technologie Superieure, Montreal (Quebec), Canada*
akorotitskiy@rambler.ru, prokoshkin@tmo.misis.ru

Severe plastic deformation produces ultrafine grained and amorphous structures in Ti-Ni shape memory alloys [1-4]. These structures are unstable and could undergo evolution even at room temperature. Two main reasons for this structural instability can be supposed: an isothermal austenite – martensite phase transformation and amorphous – nanocrystalline structural transformation [3]. The first transformation was not observed in the coarse-grained Ti-Ni alloys [5], while was reported in the nanocrystalline ones [6]. As the structural stability determines the stability of alloys' properties, it is important to examine the evolution of such a general mechanical characteristic of Ti-Ni alloys as microhardness during a long-term post-deformation storage at room temperature.

This investigation was carried out after cold rolling in a wide strain range comprising from moderate ($e = 0.30$) to severe deformations (up to $e = 2.1$). It was shown that during storage at room temperature up to 9 months, there are no significant changes in Differential Scanning Calorimetry (DSC) measured crystallization and grain growth heat effects in deformed Ti–50.26at.%Ni alloy. However, the Vickers microhardness (HV) value varies following a dome-shaped trend, which can be modeled using the following expression: $HV = HV_0 + \Delta HV_1 + \Delta HV_2$, where: ΔHV_0 – microhardness in as-quenched conditions; ΔHV_1 – material hardening caused by following phenomena: deformation-induced martensite-to-austenite transformation, grain refinement and partial material amorphization, texture changes, increase in dislocation density and residual stresses which are not connected directly to the substructure; ΔHV_2 – hardening effect from post-deformation redistribution of impurities or Ti_xNi_y phases.

ΔHV_1 and ΔHV_2 depend on cold-work strain (e), time (t) and temperature (T). At room temperature (20°C) the solution was found as: $HV(e, t) = HV_0(\text{const}) + K_1 \cdot \exp(-\alpha_1 \cdot t) + K_2 \cdot [1 - \exp(-\alpha_2 \cdot t)]$, where: K_1 и K_2 – size effects; $1/\alpha_1$ and $1/\alpha_2$ – characteristic times of the processes duration. It was shown that K_1 and K_2 monotonously increase with an increase in “ e ” according to the following function: $K_{1,2} = A \cdot \ln(1+B \cdot e)$, where A and B – numerical coefficients. However, the behavior of $1/\alpha_1$ and $1/\alpha_2$ parameters is different. Thus, $1/\alpha_2$ decreases with “ e ” increasing as $f(e) = A + B \cdot \exp(-C \cdot e)$. It means that the rate of relaxation processes as well as the level of post-deformation annealing increase with “ e ” increasing. However, $1/\alpha_1$ increases as $f(e) = A + B_1 \cdot [\exp(C_1 \cdot e) - 1] + B_2 \cdot [\exp(C_2 \cdot e) - 1]$. Thus, the rate of relaxation processes decreases with “ e ” increasing, despite an increase in the stored strain energy which is the basic driving force of the relaxation processes. Evidently, the acceleration and intensification of

ageing processes with “e” increasing blocks single dislocations, subgrain and grain boundaries, and thus stabilizes the structural state of the material.

References

1. V.B. Fedorov, V.G. Kurdiumov, D.K. Khakimova et al, Doklady Avademii Nauk SSSR, 1983, v.269, No.4, 885-888.
2. D. Koike, M. Parkin and M. Nastasi, J. Mater.Res. 5 (1990) 1414–1418.
3. A.V. Sergueeva, C. Song, R.Z. Valiev and A.J. Mukherjee, Materials Science and Engineering A339 (2003) 159-165.
4. V. Brailovski, S.D. Prokoshkin, I.Y. Khmelevskaya et al, Materials Trans.JIM 47(2006), 795-804.
5. K. Otsuka, X. Ren, and T. Takeda, Scripta Materialia 45 (2001), 145-152.
6. S.D. Prokoshkin, I.Y. Khmelevskaya, S.V. Dobatkin et al, Acta materialia 53 (2005), 2703-2714

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЗОТСОДЕРЖАЩИХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Капуткина Л. М., Прокошкина В. Г.

Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

vgp@tmo.misis.ru

Исследованы процессы структурообразования на каждом этапе термической и термомеханической обработок, выделены закономерности наследственного влияния структуры и условий термического и деформационного воздействия на процессы горячей и холодной деформации, растворение и выделение избыточных фаз, кинетику образования, морфологию и субструктуру мартенсита в коррозионнстойких азотсодержащих сталях разного состава. Систематизированы данные об изменении механизмов и кинетики процессов, выделены условия повышения стабильности или ускорения распада мартенсита, процессов карбидо- и нитридообразования, разупрочнения при отпуске и повторной аустенитизации.

Показана эффективность термомеханической обработки легированных азотом сталей разных классов и назначения. Сформулированы принципы выбора рациональных составов и режимов обработки. Конечная структура термомеханически обработанных сталей определяется наложением и взаимодействием деформационной субструктуры и структуры фазового наклепа. Легирование сталей азотом усложняет фазовые превращения и структурообразование в сталях на всех этапах получения и обработки. Азотистые стали, содержащие сильные карбидо- и нитридообразующие элементы, требуют более четкого выбора состава и технологии производства и соблюдения режимов термомеханической обработки. Легирование сталей азотом приводит к повышению прочности и коррозионной стойкости. Рациональная концентрация азота или суммарно азота и углерода ограничена процессами растворения этих элементов в аустените, деазотацией при нагреве под закалку, особенно для тонких изделий.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА Ti-Ni НА ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОД ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Рыклина Е. П., Прокошкин С. Д., Чернавина А. А., Перевощикова Н. Н.

Московский институт стали и сплавов

ryklina@tmo.misis.ru

Комплекс функциональных свойств сплавов с памятью формы (СПФ) зависит от целого ряда факторов, в том числе, в значительной степени от способов и параметров наведения Эффекта памяти формы и (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ). Результаты исследований по этой проблеме, опубликованные в печати, касаются ограниченного числа объектов исследования и способов наведения ЭПФ и ОЭПФ (тренировки). Влияние параметров наведения ЭПФ и ОЭПФ на результирующий комплекс свойств сплавов с памятью формы при изгибе, являющемся распространенной схемой работы элементов с ЭПФ и ОЭПФ, изучено недостаточно, что сдерживает их практическое применение. В опубликованной специальной литературе отсутствуют также данные по изучению совместного влияния структуры, фазового состояния и параметров тренировки на комплекс функциональных свойств. Кроме того, в литературе достаточно полно описаны способы наведения ОЭПФ в мартенсите, но лишь в единичных публикациях рассматривается наведение ОЭПФ с использованием превращения через промежуточную R-фазу.

В работе исследовали параметры ЭПФ и ОЭПФ, реализуемые в процессе наведения в различных исходных фазовых состояниях: в B19'-мартенсите и при B2→R→B19' превращении. Изучено влияние температуры выдержки в заневоленном состоянии, а также времени выдержки под нагрузкой, на параметры ЭПФ и ОЭПФ. Исследование проводили на сплаве Ti – 50,7ат.%Ni, подвергнутом низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО) с накопленной деформацией 30% в последнем проходе и после интенсивной пластической деформации (ИПД) с накопленной истинной деформацией 1,55.

Наведение ЭПФ и ОЭПФ через R-превращение позволяет реализовать рекордную (превышающих теоретический ресурс) величину обратимой деформации ЭПФ, а также обратимой деформации ОЭПФ для сплавов Ti-Ni.

Температура выдержки и разгрузки при охлаждении заневоленного образца оказывает выраженное неоднозначное влияние на обратимое формоизменение, приводя к экстремальной температурной зависимости обратимой деформации ОЭПФ. Вероятная причина этого – изменение структурных механизмов реализации ЭПФ и ОЭПФ. Повышение величины ОЭПФ возможно за счет увеличения продолжительности выдержки образца в заневоленном состоянии при наведении эффекта памяти формы. Результаты исследований, выполненных на образцах никелида титана, могут быть использованы для разработки элементов конструкций и устройств, работающих в условиях обратимого формоизменения.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В МЕЛКОДИСПЕРСНОЙ Pb–Sn ЭВТЕКТИКЕ

Муктепавела Ф. О.

Институт физики твердого тела Латвийского университета, Рига, Латвия
famuk@latnet.lv

Локализация пластической деформации в микрообъемах материала может приводить к различным структурно-фазовым превращениям [1]. Особенно ярко это должно проявляться в условиях развития зернограничного скольжения (ЗГС), которое является одним из основных механизмов деформации мелкодисперсных, наноструктурных и сверхпластичных металлических сплавов при $T > 0.2T_s$. В данной работе для исследования механоактивированного состояния границ эвтектического сплава Pb–Sn ($d \approx 0.3$ – 5 мкм) были привлечены методы получения атомарно-чистых поверхностей, основанные на явлении замкнутого внутреннего разрыва [2]. Свободные атомарно-чистые поверхности служили макроскопической моделью замкнутой трещины, в свою очередь биметаллические соединения использовались как макромодели межфазных границ. В работе экспериментально исследована прочность на сдвиг Sn/Sn, Pb/Pb и Pb/Sn границ в биметаллических соединениях, кроме того, с использованием прецизионного микротвердомера [3] и нанотвердомера (MTS G200) произведена оценка микро- и нанотвердости как в объеме фаз, так и в приграничных межфазных областях. Методы структурного анализа (оптическая и электронная микроскопия, SEM +EDS, AFM) использовались для выявления роли процессов массопереноса и основных механизмов деформационно-индуцированных явлений на межфазных границах.

Результаты показали, что после значительной общей пластической деформации ($> 60\%$) фазовые составляющие в сплаве имеют повышенную микротвердость и нанотвердость, в то же время прочность межфазных границ понижается, а пластичность их увеличивается с увеличением деформации. На атомарно-чистых внешних и внутренних поверхностях наблюдалось интенсивное развитие процессов массопереноса, направленных на быстрое восстановление несплошностей (микротрещины, поры), неизбежно возникающих при ЗГС. Восстановление контакта происходило по закону действия капиллярных сил ($\Delta F = \gamma_s^A + \gamma_s^B - \gamma_{ib}^{AB}$), где главным параметром интенсивности процесса выступала низкая энергия межфазных Pb/Sn границ (γ_{ib}^{AB}), согласно расчетам равная 0.07 Дж/м^2 . Обнаружено явление массопереноса Pb по внутренним границам Sn/Sn с образованием новых межфазных Pb/Sn границ. Процесс происходил по механизму обволакивания и по сути является деформационно-индуцированным фазовым переходом на границе. Таким образом, развитие на Pb/Sn границах диффузионных процессов аккомодации определяет механизм ЗГС в сплаве Pb–Sn как сверхпластичное вязкое течение. Протекание быстрых релаксационных процессов на межфазных границах объясняет наблюдаемый комплекс механических свойств.

Автор благодарит проект INTAS (05-1000008-8120) за финансовую поддержку.

Список литературы

1. I.V. Gridneva, Yu. Milman, V.I. Trefilov, Phys.stat.sol.(a)1972, 14, p.177-182.
2. J.Maniks, Vacuum, 1995,46, p.439 -1444.
3. F.Muktepavela and J.Maniks, Nanostructured Materials, 1998,10, N3, p.479-484.

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ИХ УПРОЧНЕНИИ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫМ МЕТОДОМ

Михайлюк А. И., Житару Р. П.

Институт прикладной физики АН Молдовы, Кишинев

Перспективным направлением увеличения несущей способности конструкционных материалов является упрочнение их поверхностных слоев или нанесение упрочняющих покрытий. Метод электроискровой обработки (ЭИО) поверхности металлов, созданный акад. Б.Р.Лазаренко, вполне соответствует требованиям этого направления и представляет собой перспективный способ модифицирования поверхностных слоев конструкционных материалов. Существенное упрочнение поверхности металлических деталей при ЭИО обусловлено мощной пластической деформацией поверхностного слоя обрабатываемого материала, вызванной скоротечным импульсным электрическим разрядом между электродом и деталью ($t = 10^{-4} - 10^{-5}$ с.) и высокой скоростью охлаждения ($\sim 10^4$ /сек) микрорасплавов, формирующихся на детали. Такие условия обработки приводят к термопластической деформации с образованием высокой плотности линейных дефектов в сформированном слое, которая достигает в ряде случаев величины $10^{11} - 10^{12}$ см⁻². При такой плотности дислокаций и температурно-временной специфике пластической деформации в процессе ЭИО создаются условия для процессов полигонизации дислокаций и формирования трехмерной ячеистой структуры.

Исследования, проведенные авторами с использованием методов рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии показали, что размерные параметры, характеризующие ячеистую субструктуру покрытия, сформированного в процессе ЭИО, находятся в пределах 20-200 нм. Оценка параметров субструктуры поверхностей трения различных металлов, упрочненных ЭИО, с их износостойкостью позволила выявить, что более оптимальными при испытаниях в условиях трения скольжения были покрытия, величина блоков мозаики которых составляла: для Fe-17, Cu-130 и Ti-20 нм. Таким образом, было выявлено, что при определенных условиях ЭИО в поверхностном слое металлов формируются субструктуры наноразмерной величины, которым свойственны новые физико-механические свойства.

Так, было изучено влияние предварительной пластической деформации (ППД) на прочностные свойства слоя, сформированного ЭИО. При этом исследовалась эволюция субструктуры электроискровых покрытий в процессе деформации и измерялась микротвердость.

Рентгеноструктурные исследования показали, что значение β для слоев, сформированных ЭИО, до ППД и после неё практически совпадают, не изменяется также величина микротвердости. Электронно-микроскопические исследования выявили трансформацию дислокационной субструктуры электроискровых покрытий в процессе воздействия ППД: ячеистая стала соответствовать полосовой, ячеисто-сетчатой разориентированной субструктуре. При этом размер ячеек практически не изменился. Плотность линейных дефектов также не изменилась, все это свидетельствует о том, что основным механизмом деформации является зернограницное проскальзывание, вызывающее взаимный поворот микрофрагментов материала, т.е. наблюдается переход от дислокационно- трансляционных к поворотным модам деформации, т.е. к ротационным, что ведет к повышению пластических свойств поверхностных слоев, при сохранении их упрочнения. Задачей дальнейших исследований является создание условий стабилизации режимов ЭИО, обеспечивающих формирование оптимальных субструктур поверхностного слоя.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРЕВА ВОЛНОВОДОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Шадурский А. В., Рубаник В. В.^{1,2)}, Рубаник В. В. мл.^{1,2)}

Полоцкий государственный аграрно-экономический колледж

¹⁾Институт технической акустики НАН Беларуси

²⁾Витебский государственный технологический университет

ita@vitebsk.by

Воздействие ультразвуковых колебаний на металлы и сплавы в ряде случаев вызывает значительный их нагрев. Так в материалах, претерпевающих термоупругие фазовые переходы, ультразвуковое воздействие обуславливает повышение температуры в интервале превращений вплоть до A_c , что, естественно, приводит к изменению физико-механических свойств материала. Это необходимо учитывать при прогнозировании поведения материала с памятью формы в условиях ультразвукового воздействия и интерпретации экспериментальных данных.

Целью данной работы являлось построение математической модели, позволяющей проводить расчет температурного поля волноводов из никелида титана при ультразвуковом воздействии. В модели учтен нелинейный характер зависимости внутреннего трения и теплоемкости от температуры, а также размытие фазового перехода.

Результаты расчетов показали, что нелинейная зависимость $E=E(T)$ влияет на положение температурного максимума в стержне TiNi при ультразвуковом нагреве. Уменьшение модуля Юнга в интервале фазовых превращений вызывает перемещение точки максимального нагрева в сторону свободного конца стержня, увеличение – в сторону концентратора (рис.1). При этом наблюдается зависимость смещения точки максимального нагрева волновода от температуры (рис.2).

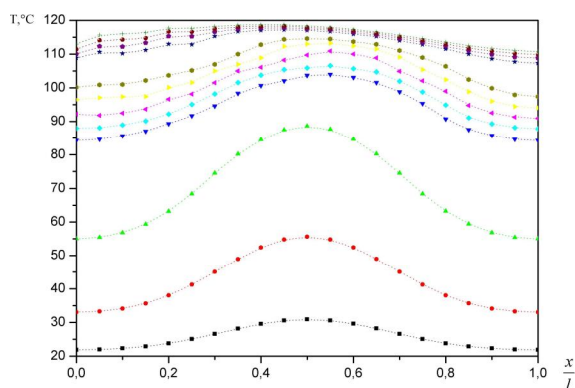


Рис. 1. Распределение температуры по длине волновода в процессе ультразвукового нагрева

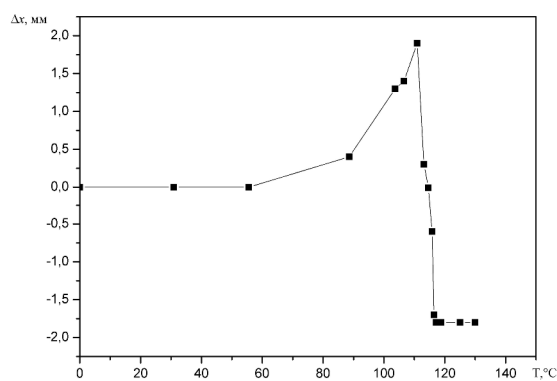


Рис. 2. Изменение координаты температурного максимума в волноводе TiNi в процессе ультразвукового нагрева. Значение $\Delta x=0$ соответствует положению максимума в мартенситном состоянии

Результаты расчетов удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными, что позволяет использовать предложенную математическую модель для прогнозирования и моделирования явлений, связанных с ультразвуковым инициированием эффекта памяти формы.

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ МОЛИБДЕНА МЕТОДОМ РМИ

Глебовский В. Г.¹, Маркин С. Н.², Штинов Е. Д.¹, Бронгерсма Х. Х.³

¹ИФТТ РАН, Черноголовка, РФ

²Университет им. Кеплера, Линц, Австрия

³Технологический Университет, Эйндховен, Голландия

glebovs@issp.ac.ru

Исследованы моно- и бикристаллы молибдена методом рассеяния медленных ионов: зависимость интенсивности сигнала обратно рассеянных ионов от кристаллографической ориентации чистых монокристаллических поверхностей. Энергетический спектр ионов, рассеянных под углом 136° , представлял собой масс-спектр элементов поверхности исследуемого образца. Особенностью метода является прямая зависимость интенсивности сигнала от поверхностной плотности атомов исследуемого элемента. Интенсивности сигналов нормализованы на интенсивность сигнала от поверхности, имеющей плотную упаковку атомов (110). Установлено, что ожидаемые интенсивности сигналов в случае, если вклад прямо пропорционален плотности поверхностного слоя атомов, не совпадает с экспериментальными данными. Данный эффект объясняется вкладом в процесс рассеяния ионов более глубоких атомных слоев, в результате чего «видимое» число атомов увеличивается. Высокие ионные дозы могут приводить к распылению поверхности, которое вызывает изменение сигнала обратно рассеянных ионов в результате образования неровностей и беспорядка на атомном уровне. Наибольшее падение интенсивности зафиксировано для плотноупакованных поверхностей Mo(110). Высокотемпературный отжиг приводит к восстановлению разрушенной поверхности за счет увеличения подвижности атомов в решетке. Восстановление поверхностей с ориентировкой (112) происходит в интервале $675-775^\circ\text{C}$, (110) – в интервале $675-900^\circ\text{C}$, (111) при $775-900^\circ\text{C}$, а (100) – при $900-1000^\circ\text{C}$. Полная рекристаллизация дефектов происходит лишь при $2000-2500^\circ\text{C}$.

Сканирование поверхности бикристаллов Mo(110)/Mo(100) узким пучком ионов диаметром 25 мкм выявило различие в интенсивности сигналов между двумя зернами, что согласуется с экспериментами на монокристаллических образцах.

DISPLACIVE PROCESSES AND PHASE TRANSFORMATIONS

Paidar V.

Institute of Physics AS CR, Prague, Czech Republic

paidar@fzu.cz

Two basic displacive processes can be considered, namely displacements of crystal parts as rigid blocks and shuffling of atomic planes. The many-body potentials are used for the description of interatomic forces to test the atomistic models suitable to investigate the role of interfaces in structural changes. General displacements of atomic planes are examined, i.e. γ -surface type calculations extensively used for stacking fault and lattice dislocation analysis are applied to single plane shuffling and alternate shuffling of every other atomic plane producing in combination with homogeneous deformation the hcp structure. Similar approach considering shear type planar displacements leads to the Zener path between the bcc and fcc lattices.

COMPARISON OF DIFFERENT DISPLACIVE PROCESSES IN BCC STRUCTURE

Ostapovets A., Paidar V.

Institute of Physics AS CR, Prague, Czech Republic
ostapov@fzu.cz

The many-body potentials of Finnis-Sinclair type [1] are used for modelling of several displacive processes in the bcc structures. Generalize stacking faults on the (110) and (112) planes are considered and their energies are depicted as γ -surfaces [2]. The twinning process on the (112) plane is examined as well. Comparison of such characteristics as the energies of unstable stacking faults - γ_{us} , twin boundary formation energies - γ_{tb} and twin boundary migration energies- γ_{tbm} is performed. The relations between these quantities predetermine model behaviour in the sense whether dislocation slip or twinning is favoured [3,4].

1. V. Rosato, M. Guillope and B. Legrand: Phil. Mag. A, Vol. 59, p. 321 (1989)
2. V. Vitek: Phil. Mag., Vol. 18, p. 773 (1968)
3. E. B. Tadmor and S. Hai: J. Mech. Phys. Solids, Vol. 51, p.765 (2003)
4. S. Ogata, Ju Li, S. Yip: Phys. Rev. B, Voll. 7, p. 224102 (2005)

О ПРИРОДЕ НЕСТАЦИОНАРНОЙ МИГРАЦИИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПОЛУПЕТЛИ

Яшников В. П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московской области, Россия
yashnik@issp.ac.ru

Объектом анализа в данной работе является специальный тип макроскопических бикристаллов, называемый в обиходе специалистов зернограничной полупетлей. Обычно, бикристалл такого типа выращивается методом направленной кристаллизации и на последующих этапах обработки ему придается вид параллелепипедальной пластинки, состоящей из двух кристаллов (зерен), различных ориентаций разделенных поверхностью, в плане имеющей форму латинской буквы U. При этом внутри U – образной области заключен кристалл одной ориентации, в то время как внешняя, топологически связная область представляет собой кристалл того же металла (напр. в нашем случае алюминия или цинка) характеризующая иной кристаллографической ориентацией. Предполагается, что такого рода U – образная в плане межзеренная граница в геометрическом смысле образует линейчатую поверхность с прямолинейными образующими параллельными между собой, расположенными, кроме того, параллельно боковым сторонам образца. Дополнительное, но весьма важное условие, которого мы придерживаемся на протяжении данного исследования заключено, в том, что кристаллические решетки зерен исследуемого бикристалла разориентированы специальным образом и, значит, в рассматриваемой ситуации для пары решеток зерен бикристалла суще-

ствуется решетка совпадающих узлов (PCY) с достаточно низким обратным числом заполнения Σ , ее элементарной ячейки.

Как показали многочисленные исследования последних двух-трех десятилетий, в определенном интервале температур, зависящем от ряда факторов и, прежде всего, от выбранного для исследования металла и степени его химической чистоты, а также степени кристаллографического совершенства образующих бикристалл зерен, описанная выше макроскопическая зернограничная полупетля способна мигрировать, сокращая свою суммарную площадь вплоть до полного исчезновения и превращения исходного бикристалла в монокристалл. Собственно технологическая возможность приготовления макроскопического образца, содержащего индивидуальную межзеренную границу, хотя бы даже и весьма специальной геометрической формы, явилась в свое время важным событием, позволившим поднять исследование атомной структуры и (динамических) миграционных свойств границ зерен на качественно иной уровень, а также, приведшая к постановке целого ряда новых задач. Речь, в частности, может идти, например, об обширном круге задач, касающихся условий стационарности и нестационарности миграции границы и роли, которую фактически играет в этом фазовое превращение типа фасетирование – дефасетирование наблюдаемое во многих случаях на мигрирующей межзеренной границе.

В целом совокупность мигрирующих межзеренных границ, упомянутого выше типа, образует класс открытых термодинамических систем обменивающихся с окружающей средой (зерном) – материей и энергией. Понятие термодинамической стационарности или нестационарности имеет до некоторой степени неоднозначный характер. Это обусловлено тем, что определению стационарности предшествует выбор физических величин (переменных состояния системы), поведение которых мы оцениваем, как существенно важное, для характеристики рассматриваемого термодинамического процесса – в данном случае миграции границы. В отношении выбора переменных состояния бикристалла как термодинамических, так и геометрических, (эти последние являются специфическими для металлических поликристаллов вообще и бикристаллов в частности) мы следуем работе J.W.Cahn'a [1]. Цель данной статьи выяснить по – возможности условия стационарности или нестационарности по отношению к различным переменным состояния, как термодинамическим, так и геометрическим для процесса миграции зернограничной полупетли.

Отметим в заключение, что стационарное движение зернограничной полупетли, понимаемое в том смысле, что в пределах оптического разрешения искривленная часть границы не изменяет своей геометрической формы, скорость каждой точки границы параллельна боковым сторонам U-образного зерна и остается неизменной в некотором температурном интервале, тщательно исследовалась Л.С Швиндлерманом с сотрудниками. Однако стационарность в таком смысле, хотя и наблюдается в ряде случаев, все же является скорее редким и приятным исключением, чем непреложным правилом. Экспериментальные результаты по наблюдению термически стимулированной миграции зернограничных полупетель в бикристаллах цинка и алюминия, сопровождаемой явлениями частичного или полного фасетирования, искривленной части полупетли, полученные в последние годы Б.Б. Страумалом с сотрудниками ясно указывают на то важное обстоятельство, что для термически активированного движения зернограничных полупетель скорее типичен нестационарный характер.

1. Cahn J.W., J de Physique, Colloque C6, au n° 12, Tome 43, (1982) pp. C6-199.

ПОРИСТОСТЬ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЗАКОНОМЕРНОСТИ МИКРОРАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Кадомцев А. Г., Бетехтин В. И.

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

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Исследованы микропористость, прочностные свойства и особенности микроразрушения двух типов керамик: керамики на основе карбида кремния, приготовленной методом спекания и силикатной керамики, приготовленной методом гидратации окислов кремния и кальция. Подбор режимов спекания позволял изменять интегральную пористость Si–C керамики в 10 раз (1–10%), а обработка высоким давлением пористость силикатной керамики в 5 раз (6 – 30%).

Используя комплекс методов (малоугловое рентгеновское рассеяние, протонный магнитный резонанс, электронную сканирующую и оптическую микроскопию и др.), были получены распределения микро и нанопор по размерам в диапазоне от 3 нм до десятков микрометров. Для каждой из керамик выделено по 3 четко разделяющиеся фракции нано и микропор, каждая из которых привязана к определенным элементам структуры керамик – зернам и микрокристаллитам.

Исследования механических свойств позволили определить значения динамической прочности, прочности на растяжение и сжатие, микротвердости, модуля упругости. На основании полученных данных проведен анализ связи механических свойств с параметрами пористости керамик. Привлечение данных о характере микроразрушения материалов позволило выявить роль каждой фракции пор в этом процессе и выявить механизмы возникновения локальных перенапряжений в их ансамблях.

Проведенный анализ процесса микроразрушения этих материалов базировался на предложенной модели возникновения перенапряжений на межпоровых промежутках и результатов расчетов с использованием метода конечных элементов. Показано, что микроразрушение керамик происходит за счет силового «разрыва» перемычек между порами, причем в Si–C керамике высокие перенапряжения возникают в границах зерен за счет взаимодействия всех нано и микропор находящихся на границах. В силикатной керамике излом микрокристаллитов происходит по такой же схеме, но их «ослабление» связано только с внутрикристаллитными нанопорами, при этом роль межкристаллитных микропор сводится к созданию изгибающих нагрузок на самих кристаллитах. Выявлены особенности развития микроразрушения пористых керамик в зависимости от способа испытания (динамика, сжатие, растяжение и т. д.).

Для обеих керамик проведены оценки величины перенапряжений, которые зависят не только от параметров микропористости, но и от способа нагружения материала. Так, минимальные перенапряжения реализуются при динамических испытаниях, когда за разрушение ответственны средние значения параметров пористости, а максимальные – при статическом растяжении, когда работают локальные значения этих параметров.

ТЕРМОАКТИВАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ КВАЗИБИНАРНЫХ СИСТЕМ TiNi–TiCu

Спивак Л. В., Шеляков А. В.*

Пермский государственный университет, г. Пермь, lspivot@psu.ru

*Московский инженерно-физический институт (Государственный университет), г. Москва, AVShelyakov@mephi.ru

Цель настоящей работы – рассмотреть изменение энтальпии и энтропии в процессе перехода от аморфного к кристаллическому состоянию в зависимости от конкретного состава быстрозакаленных сплавов и оценить энергию активации этого типа фазового превращения.

В данной работе быстрозакаленные сплавы на основе интерметаллида TiNi получали в виде ленты толщиной 40÷60 мкм методами спиннингования расплава и планарного литья со скоростью охлаждения около 10⁶К/с. Рентгеноструктурные исследования проведены на дифрактометрах ДРОН 3 и ДРОН-2 в медном излучении, α_1 , с монохроматором. С помощью рентгеноструктурного анализа было установлено, что после закалки с такой скоростью сплавы находятся в аморфном состоянии. Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) осуществлена на высокочувствительном калориметре STA 449 "Jupiter" фирмы Netzsch. Скорость нагрева образцов составляла 5, 10, 20, 40 К/мин. Обработка экспериментальных данных по ДСК реализована с использованием программного обеспечения "Proteus Analyses". Для определения энергии активации процесса перехода из аморфного в кристаллическое состояние использовали метод Киссенджера [1]. В этом случае

$$\frac{d[\ln(b/T_{\max}^2)]}{d(1/T_{\max})} = -\frac{Q_a}{R},$$

где b – скорость нагрева, К/с; T_{\max} – температура экзотермического максимума; Q_a – энергия активации процесса кристаллизации, R – газовая постоянная.

Показано, что энтальпия и энтропия перехода от аморфного состоянию к кристаллическому в процессе расстеклования существенно, более чем на порядок, меньше тех значений, которые характерны для процессов кристаллизации из жидкой фазы тех же металлов (см. [2]), которые входят в рассматриваемые композиции.

С увеличением в аморфных сплавах тугоплавких компонентов, таких как цирконий и гафний, возрастает энергия активации перехода от аморфного состояния к кристаллическому.

Определении истинных значений энтальпии и энтропии процесса перехода сплавов из аморфного в кристаллическое при нагреве ограничено неопределенностью исходного состояния рентгеноаморфного сплава, в котором может содержаться трудно контролируемое количество мелкодисперсной кристаллической фазы и "замороженных" центров кристаллизации. В последнем случае сокращается работа на их образование, что в частности, принципиально отличает процесс кристаллизации сплава из жидкости и переход сплава из аморфного в кристаллическое состояние при нагреве.

Авторы выражают признательность Минобрнауке РФ за поддержку исследований в этом направлении.

1. Уэндландт У. Термические методы анализа. М., Мир, 1978, 526 с.
2. Рабинович В.А., Хавин З.Я. Краткий химический справочник. Л., Химия. 1977. 61 с.

ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ СОЛИТОНОПОДОБНЫЕ КОГЕРЕНТНЫЕ ВЫПУЧИВАНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ ПАЛЛАДИЙ–ВОДОРОД

Гольцова М. В., Жиров Г. И.

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

Goltsova@fem.dgtu.donetsk.ua

Внедренный “атом” водорода расширяет кристаллическую решетку металла, и, соответственно, возникновение любых градиентов концентрации в водородной подсистеме (и/или развитие гидридных фазовых превращений) вызывает возникновение внутренних “водородных” напряжений. В работе [1] было экспериментально зафиксировано и изучено явление стационарного обратимого когерентного выпучивания поверхности β -гидрида палладия при его дополнительном насыщении водородом.

В других условиях эксперимента, при дополнительном насыщении сплавов $\text{PdH}_{0,1}$ в сильно неравновесных условиях, на поверхности сплавов палладий–водород был зафиксирован сначала сдвиг зерен, а затем обратимые движущиеся солитоноподобные выпучивания. Покадровое изучение видеозаписи показало, что наиболее ярко проявившееся выпучивание имело следующие характеристики: длина, ширина и высота соответственно составляли ~110 мкм, ~8 мкм и 1–2 мкм; время жизни ~1,6 с, длина пробега 45 мкм, средняя скорость движения ~28 мкм/с.

В докладе будет обсужден возможный механизм образования солитоноподобных выпучиваний. При насыщении сплава водородом в приповерхностных слоях локально усиливающиеся водородные напряжения, достигнув определенного предела, вызывают в некоторой малой области поверхности исходное, практически мгновенное, небольшое выпучивание поверхностных слоёв металла по механизму чисто упругого “механического” смещения. Кристаллическая решетка в зоне такого чисто упругого механического выпучивания мгновенно расширяется, что немедленно провоцирует восходящую диффузию водорода в эту зону из близлежащих объемов металла. В результате выпучивание начинает расти.

На начальном этапе поток водорода в зону выпучивания полностью определяется восходящей диффузией водорода. Далее восходящая диффузия начинает компенсироваться “нормальной” фиковской диффузией водорода. Наконец, достигается локальное термо-баро-упруго-диффузионное равновесие и доставка водорода в зону выпучивания прекращается. Выпучивание становится временно устойчивым микроскопическим структурным образованием.

Выполненный анализ [2,3] показывает, что экспериментально наблюдаемые движущиеся на поверхности сплавов палладий–водород выпучивания являются по своей природе солитоноподобными образованиями.

Участникам конференции будет продемонстрирована видеозапись движущихся солитоноподобных выпучиваний на поверхности сплава палладий–водород.

1. Гольцова М.В., Жиров Г.И., Артеменко Ю.А. Когерентные и некогерентные изменения предварительно полированной поверхности гидрида палладия при дополнительном насыщении водородом // ФММ. 2001. Т. 92. № 6. С. 37–41.
2. Жиров Г.И., Гольцова М.В. Экспериментальное наблюдение солитоноподобного движущегося выпучивания на поверхности сплава палладий–водород // ФММ. 2007. Т. 104, № 6, С. 1–7.
3. Жиров Г.И., Гольцова М.В. Экспериментальное наблюдение солитоноподобного движущегося выпучивания на поверхности сплава палладий–водород // Водородная экономика и водородная обработка материалов: Труды Пятой межд. конф. “ВОМ-2007”, Донецк, 21–25 мая 2007 г. – С. 475–490.

ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ: ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА

Ильин А. А., Гольцова М. В. *

*“МАТИ” – Российский государственный технологический университет
им. К.Э. Циолковского, Москва, Россия*

** Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина
Goltsova@fem.dgtu.donetsk.ua*

Водородная обработка материалов (ВОМ) – относительно новая область материаловедения, целью которой является улучшение структуры и свойств уже известных материалов и разработка новых при помощи водородного воздействия. ВОМ развивается на протяжении последних 35 лет и разделяется на теорию и технологию.

Первые попытки обобщить имеющиеся сведения по теории ВОМ были предприняты в [1]. Начавшийся этап коммерциализации водородной энергетики и экономики обуславливает необходимость дальнейшего развития теоретических и технологических основ ВОМ [2]. Развитие теории ВОМ строится на следующем фундаменте.

1. Воздействие водорода на металлические материалы столь же фундаментально, как и воздействие на них температурой, давлением, полями, потоками частиц, и состоит из четырёх компонент: физической, химической, физико-химической и механической. Это означает, что введение водорода вызывает в металлических материалах изменения на всех этих четырёх уровнях: от изменения электронной структуры и фононного спектра кристаллической решетки до появления, перераспределения и релаксации внутренних напряжений, индуцированных водородом.

2. В сплавах металл–водород различают несколько классов фазовых превращений, индуцированных водородом. Разделяют диффузионно-кооперативные (гидридные) фазовые переходы; диффузионные, индуцированные водородом фазовые переходы; индуцированные водородом промежуточные переходы; фазовые переходы, управляемые водородным воздействием.

3. В процессе водородной обработки металлы и сплавы могут быть термодинамически открытыми, т.е. должны обмениваться с окружающей средой не только энергией, но и веществом. Различное сочетание факторов (химический состав, температура, давление водорода и другие) делает приёмы водородной обработки материалов весьма многообразными.

Технология ВОМ в настоящее время детально разработана и реализуется на практике применительно к широкому спектру материалов. В качестве примеров можно привести термоводородную обработку и водородные технологии титановых сплавов [3], водородную обработку алюминиевого литья, водородную обработку (HDDR-процесс) сплавов для постоянных магнитов. С помощью разработанных в МАТИ технологий термоводородной обработки материалов на основе титана и его сплавов Инженерно-медицинский центр “МАТИ-Медтех” (создан в МАТИ в 1999 г. на базе лаборатории перспективных материалов и технологий кафедры “Материаловедение и технология обработки материалов”) производит современную продукцию медицинского назначения, в том числе компоненты эндопротезов крупных суставов человека.

1. Progress in Hydrogen Treatment of Materials. – V.A. Goltsov, Editor. – Donetsk–Coral Gables: Kasiopeya Ltd., 2001. – 543 p.
2. Ильин А.А., Гольцова М.В. Водородная обработка материалов: исторический аспект и теоретические основы // Труды 5-й Международной конференции “Водородная экономика и водородная обработка материалов” (ВОМ-2007), Донецк, 22–25 мая 2007 г. – Т. 2. – С. 470–474.
3. Водородная технология титановых сплавов / А.А. Ильин, Б.А. Колачев, В.К. Носов, А.М. Мамонов; под общей ред. чл.-корр. РАН А.А. Ильина. – М.: МИСиС, 2002. – 392 с.

СТРУКТУРНО-МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ГИДРИДНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ ПАЛЛАДИЙ–ВОДОРОД

Жиров Г. И., Гольцова М. В.

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина
goltsova@fem.dgtu.donetsk.ua

Фазово-структурные перестройки сплавов систем Me–H сопровождаются возникновением внутренних водородных напряжений двух типов: водородных концентрационных (ВК)-напряжений, обусловленных наличием градиентов концентрации водорода (растворенный водород расширяет кристаллическую решетку металла) и водородофазовых (ВФ)-напряжений, возникающих при гидридных превращениях вследствие разности удельных объемов превращающихся фаз (α - и β -фаз в системе Pd–H).

В докладе будут представлены (с показом видеозаписей) результаты систематического исследования развития гидридных фазовых превращений в сплавах классической системы Pd–H, которая при $T < T_{кр} = 292^\circ\text{C}$ разделена бинадалью на три области: α -область разбавленных твердых растворов, β -область концентрированных твердых растворов (гидридов) и двухфазная ($\alpha+\beta$)-область, находящаяся под куполом бинадальи.

В работе показано, что именно специфика ВК- и ВФ-напряжений, возникающих в разных экспериментальных условиях ответственна за характерные структурно-морфологические особенности гидридных превращений в сплавах PdH_x.

При относительно низких температурах ($T < T_{кр}$) гидридные превращения реализуются по механизму зарождения и роста. При этом в случае инициации гидридных превращений переохлаждением сплавов α_{\max} -PdH_x на первый план выступает роль ВФ-напряжений. На рис. 1 представлены результаты одного из экспериментов. Растущее массивное выделение β -фазы указано стрелкой, рис. 1а. Как показал покадровый анализ, в этом случае реализуется термо-баро-упруго-диффузионное (ТБУД) торможение и остановка роста массивного β -выделения (рис. 1б). Срыв ТБУД-равновесия осуществляется сменой структурного механизма превращения, и исходное массивное выделение β -фазы “выбрасывает” иглообразный β -отросток (рис. 1в), скорость роста которого на первых этапах на порядок превышает исходную скорость роста массивного β -выделения; в последующем иглообразный β -отросток “утолщается”, его скорость роста замедляется и он переформировывается в составную часть исходного массивного выделения (рис. 1г).

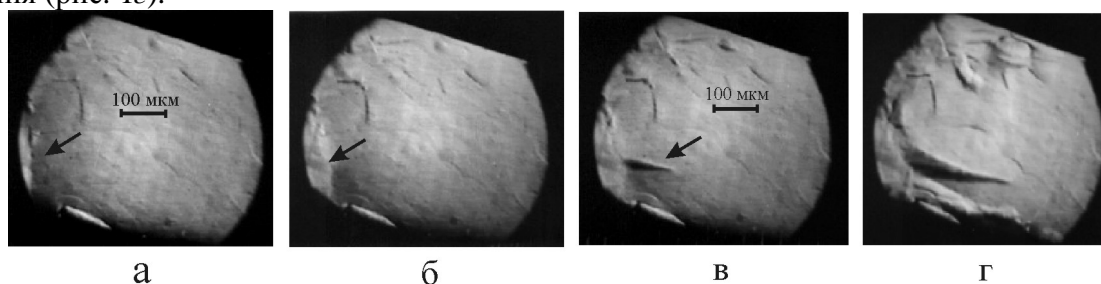


Рис. 1. Развитие изотермического $\alpha \rightarrow \beta$ гидридного превращения, инициированного переохлаждением сплава α_{\max} -PdH_{0,18} до $T = 266^\circ\text{C}$, $P_{\text{H}_2} = 1,6 \text{ МПа} = \text{const}$.

В случае инициации гидридного превращения в сплавах α_{\max} -PdH_x повышением давления водорода на первый план выступает роль ВК-напряжений и рост массивных β -выделений сопровождается сдвигом зерен α -матрицы и развитием сопутствующего механизма превращений: ростом β -фазы от “острых” выделившихся границ зерен.

ВОДОРОДНЫЕ КОНЦЕНТРАЦИОННЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ВЫЗЫВАЕМЫЕ ИМИ ЭФФЕКТЫ В СИСТЕМАХ МЕТАЛЛ–ВОДОРОД

Глухова Ж. Л., Гольцов В. А., Любименко Е. Н., Щеголева Т. А., Гольцова М. В.

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

Растворенный в металле водород вызывает расширение кристаллической решетки и увеличение удельного объема металла-растворителя. При свободном бесконечно медленном насыщении водородом металл остается свободным от напряжений. В неравновесных условиях любые градиенты концентрации или концентрационные неоднородности водорода, независимо от причин их появления, приводят к возникновению в твердом теле водородных концентрационных (ВК-) напряжений. Эти напряжения являются одним из важнейших факторов водородного воздействия на материалы и должны учитываться во всех технологиях при обработке и эксплуатации металлов и изделий из них в водороде или водородосодержащих средах. Цель настоящей работы – обобщить результаты выполненных ранее авторами исследований ВК-напряжений и влияния этих напряжений на диффузионные процессы в системах металл-водород.

В зависимости от величины возникающих ВК-напряжений и природы металла в неравновесных условиях в системах металл-водород (MeH-системах) имеют место различные явления: водородоупругость, водородопластичность, водородное разрушение материала. В случае, когда ВК-напряжения не превосходят предел пропорциональности металла и, соответственно, не развивается водородофазовый наклеп, в системах металл-водород имеет место явление водородоупругости (так сказать в чистом виде). При этом все изменения в металлической и водородной подсистемах самосогласованны.

В зависимости от условий в одних экспериментальных случаях фиксируются механические проявления водородоупругости и наблюдаются такие эффекты, как обратимые формоизменения образца, эффект Горского и т.д. В других случаях фиксируются диффузионные проявления водородоупругости и наблюдаются эффект замедления Фиковской диффузии, эффект «восходящей» диффузии, эффект Льюиса, эффект термобаро-упруго-диффузионного равновесия и т.д. Эта ситуация (разноплановость эффектов) в течение десятилетий не позволяла осмыслить указанные эффекты как различные проявления одной и той же специфической особенности систем металл-водород.

В работе приведена классификация водородных внутренних напряжений и их термодинамическое описание. На примере решения задачи о растворении концентрационных неоднородностей водорода проведен сопоставительный анализ адекватности новой модели рассматриваемого явления, основанной на уравнениях изотермической водородоупругости и модели, основанной на аналогии водородоупругого и термоупругого явлений. Показано, что новая водородоупругая модель на основе уравнений изотермической водородоупругости более полно отражает особенности явления водородоупругости и адекватна диффузионно-кооперативной природе систем металл-водород, так как она учитывает возможность восходящей диффузии водорода. Восходящая диффузия, как физическое явление, лежит в основе многих структурных процессов в металлах и сплавах (например, диффузионно-фазовые переходы, диффузионная сегрегация).

Таким образом, представленное математическое описание явления водородоупругости открывает возможность системного компьютерного моделирования различных экспериментальных проявлений этого явления в системах металл-водород в неравновесных условиях.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИРКОНИЯ ПРИ $\beta \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИИ

Хлебникова Ю. В., Родионов Д. П., Сазонова В. А.,
Солодова И. Л., Калетина Ю. В.

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

Превращение $\beta \rightarrow \alpha$ в цирконии относят к классу мартенситных превращений. Высокотемпературная β -фаза в цирконии имеет объемно-центрированную кубическую решетку, тогда как низкотемпературная α -фаза – гексагональную плотноупакованную решетку с соотношением параметров $c/a = 1.593$, несколько меньшим, чем для идеальной упаковки ($c/a = 1.633$). При $\beta \rightarrow \alpha$ (ОЦК \rightarrow ГПУ) превращении в цирконии реализуются ориентационные соотношения Бюргерса:

$$\{110\}_{\beta} \parallel (0001)_{\alpha}, \langle 111 \rangle_{\beta} \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}.$$

В процессе охлаждения при температуре 862°C монокристалл β -циркония превращается в псевдомонокристалл α -циркония. Ориентационные соотношения Бюргерса при $\beta \rightarrow \alpha$ превращении дают возможность реализовать 6 вариантов ОЦК \rightarrow ГПУ трансформации решетки исходя из кристаллографической связи $\{110\}_{\beta} \parallel \{0001\}_{\alpha}$.

Проведено металлографическое, рентгеноструктурное и электронно-микроскопическое исследование структуры монокристалла иодидного циркония, полученного методом зонной плавки. Показано, что исходный монокристалл состоит из макроскопических ГПУ-мартенситных пакетов, которые выявляются при травлении в сечении кристалла и различаются по форме и величине ($0.3\text{--}0.8\text{ см}^2$). Ориентировка каждого пакета подчиняется ориентационным соотношениям Бюргерса. Было найдено 5 различающихся ориентировок ГПУ-пакета из 6 возможных вариантов. Микроструктура каждой из таких областей представляет собой набор мартенситных реек α -фазы шириной $0.4\text{--}0.6\text{ мкм}$ и одинаковой ориентации, разделенных малоугловыми дислокационными границами.

Подтверждается факт структурной наследственности в монокристалле Zr после цикла $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ превращений при скорости нагрева и охлаждения порядка $4\text{--}5^{\circ}/\text{с}$. После цикла $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ превращений происходит образование ГПУ-областей, по форме и кристаллографической ориентации повторяющих величину и расположение соответствующего исходного кристалла, что подтверждается результатами Лауэ-съемки в 15 различных точках. После цикла нагрева и охлаждения на полированной поверхности образцов формируется отчетливый рельеф, что является подтверждением мартенситного характера превращения $\beta \rightarrow \alpha$, осуществляемого при охлаждении образца. После закалки псевдомонокристалла циркония от температуры 960°C в 10%-ном водном растворе NaCl (скорость охлаждения $500\text{--}600^{\circ}/\text{с}$) пакетная структура α -фазы сохраняется, но размеры реек уменьшаются в длину в 3–5 раз, а в ширину в 10–15 раз.

Часто на электронно-микроскопических изображениях структуры как исходных, так и закаленных псевдомонокристалльных образцов циркония внутри реек присутствуют дисперсные выделения частиц. Электронно-дифракционный анализ показал, что наблюдаемые выделения частиц принадлежат γ -гидриду циркония.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01.2.006 13392), при частичной финансовой поддержке гранта НШ-643.2008.3.

ДИНАМИКА ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВОВ Al–Mg

Шибков А. А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
shibkov@tsu.tmb.ru

Наиболее яркими нелинейными эффектами пластической деформации на мезо- и макроуровне является прерывистое течение сплавов, которое выражается в появлении скачков деформации при нагружении с постоянной скоростью возрастания напряжения в «мягкой» деформационной машине (эффект Савара-Массона (СМ)) или в виде скачков разгрузки при деформировании с постоянной скоростью в жесткой машине (эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ)). Большинство работ в области прерывистого течения посвящено изучению эффекта ПЛШ. Постоянный интерес к пластическим неустойчивостям связан, главным образом с тем, что: а) эффекты ПЛШ и СМ представляют яркие примеры морфогенеза нелинейных систем, имеющие различные аналоги в других областях; б) скачки деформации ухудшают качество поверхности промышленных изделий; в) эффекты ПЛШ и особенно СМ удобны для сопоставления с компьютерным моделированием деформационного поведения материалов и для совершенствования методов *in situ* исследования деформационных полей.

При «жестком» режиме нагружения, когда растяжение происходит с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$, в центральной области образца накапливаются остановившиеся полосы деформации и разрушение происходит, как правило, по статической полосе деформации ПЛШ [1]. При «мягком» режиме нагружения с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$ статические полосы деформации не наблюдаются. Полосы зарождаются, расширяются, их границы заходят в разгруженную часть в области лопаток, а разрушение происходит обычно в центральной части образца [2]. Пластичность сплава Al–Mg на 10–15 % выше при деформировании в мягкой машине по сравнению с жесткой, в основном, вследствие отсутствия статических полос деформации. Поэтому механизм разрушения сплава Al–Mg, деформируемого в условиях проявления эффекта СМ отличается от механизма разрушения в условиях проявления эффекта ПЛШ. В связи с этим представляется важным изучение динамики деформационных полос и их роли в развитии неустойчивой пластической деформации перед разрушением металла.

В докладе представлены видеофильмы эволюции полос деформации и разрушения сплавов Al–Mg, полученные видеосъемкой со скоростью 500 кадр/с. Существенное увеличение временного разрешения (более чем в 20 раз) по сравнению с литературными данными позволило выявить ряд новых тонких эффектов, связанных с различными видами зарождения полос, их взаимодействием и установить ключевую роль подвижных полос деформации в образовании шейки и макроразрушении сплава. В частности, установлено, что разрушение происходит в результате развития «цепной реакции» размножения полос деформации. Обсуждаются различия эффектов ПЛШ и СМ и роль процессов размножения дислокаций в механизме потери устойчивости пластической деформации перед разрушением.

1. Halim H., Wilkinson D.S., Niewczas M. // Acta Materialia. 2007. V. 55. P. 4151.
2. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А. и др. // Изв. РАН. Серия физ. 2006. Т. 70. №9. С. 1372.

ДИНАМИКА ЗАРОЖДЕНИЯ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Al–Mg

Шибков А. А., Золотов А. Е., Михлик Д. В., Желтов М. А., Шуклинов А. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
shibkov@tsu.tmb.ru

Одним из подходов к изучению природы прерывистой деформации металлов и сплавов является исследование перехода устойчивое – неустойчивое деформационное поведение. Важным местом такого направления является исследование зарождения полос деформации на поверхности металла как самого раннего этапа возникновения пластической неустойчивости. Несмотря на интенсивное изучение скачкообразной деформации в последние пять десятилетий [1], механизмы зарождения полос и начальные стадии его распространения остаются неизвестными. Возможная причина этого пробела состоит в высоких скоростях и многомасштабности процесса развития пластической неустойчивости на ранних стадиях. Настоящая работа посвящена изучению динамики зарождения и начальных стадий развития полос деформации и их роли в общей картине пластической неустойчивости на основе данных высокоскоростной видеосъемки. Материалом исследования служили промышленные сплавы АМгЗ, АМг5 и АМг6, демонстрирующие прерывистую деформацию при комнатной температуре.

На основе анализа цифровых видеофильмов (снятых с помощью быстродействующей камеры VS-FAST/G6 со скоростью 500 кадр/с), распространяющихся полос деформации впервые выявлены три вида зарождения полос деформации при нагружении с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$, т.е. в условиях проявления эффекта Савара-Массона:

- зарождение I рода, когда полоса зарождается преимущественно на ребре кристалла от источника типа концентратора напряжения и распространяется в плоскости максимальных касательных напряжений, составляющих угол 55-60° к оси растяжения; впервые обнаружено, что геометрия и динамика полосы деформации определяется тремя скоростями: скоростью вершины v_t и двумя скоростями бокового роста v_{s_1} и v_{s_2} ; на самой ранней стадии форма контура проекции полосы близка к параболе;
- зарождение II рода или размножение полосы, когда полоса деформации зарождается на границе остановившейся полосы и границы новой полосы расходятся параллельно в противоположные стороны относительно исходной границы;
- зарождение III рода – ветвление полосы, когда вторичная полоса зарождается от локального источника на границе материнской полосы и распространяется в направлении, составляющем угол около 60° к этой границе.

Установлено, что механизм I-го рода отвечает, главным образом, за потерю устойчивости пластического течения металла. Основная часть деформации в скачке обеспечивается эстафетной передачей деформации в соседние области кристалла за счет каскадного размножения полосы по механизму II рода. И, наконец, механизм III рода – ветвление полосы, приводящее к скачкообразному изменению угла границы полосы, отвечает за процессы образования шейки и поэтому наиболее важен для понимания природы вязкого разрушения металлов, демонстрирующих скачкообразную деформацию.

ДИНАМИКА ОБРАЗОВАНИЯ ШЕЙКИ ПЕРЕД РАЗРУШЕНИЕМ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg

Шибков А. А., Золотов А. Е., Михлик Д. В., Желтов М. А., Шуклинов А. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
shibkov@tsu.tmb.ru

Алюминий-магниевые сплавы, обладающие сочетанием высокой прочности, свариваемости, коррозионной стойкости и низкой плотности, нашли применение в авиационной технике, судостроении, автомобильном и химическом машиностроении. Однако эти сплавы демонстрируют неустойчивую деформацию, связанную с локализацией пластического течения в статических и распространяющихся полос деформации, которые снижают пластичность сплавов. Последнее непосредственно связано с влиянием полос деформации на механизмы разрушения. В условиях проявления прерывистой деформации сплавы Al–Mg демонстрируют, как правило, вязкое разрушение. Теория вязкого разрушения, однако, не учитывает локализацию деформации в макроскопических полосах деформации, распространяющихся или статических, а основана на представлении о зарождении деформационных пор и/или микротрещин, их подрастании и слиянии в магистральную трещину [1].

Цель настоящей работы: на основе данных высокоскоростной съемки динамики поверхности исследовать роль распространяющихся полос деформации в образовании шейки и макроразрушении алюминий-магниевого сплава. Материалом исследования были выбраны образцы отожженных сплавов AMg3, AMg5 и AMg6, демонстрирующих скачкообразную деформацию и образование явно выраженной шейки перед разрывом. Объектом исследования служили цифровые видеофильмы распространяющихся деформационных полос и образования шейки на фронте последнего скачка деформации указанных сплавов, отснятые с помощью высокоскоростной видеокамеры VS FAST/G6 со скоростью 500 кадр/с. На основе данных видеосъемки поверхности перед разрывом установлено, что шейка образуется в результате автолокализации полосы деформации из-за смены ее поступательного движения со скоростью порядка 10 см/с на осциллирующее с периодом колебаний около 10 мс. Разрыв металла происходит в результате 4–6 осцилляций фронта полосы, центр тяжести которой остается неподвижным.

Обнаружено, что за 200–300 мс до разрыва на локальном участке кристалла, через который пройдет магистральная трещина, происходят скачкообразные события смены угла границы полосы относительно оси растяжения. В результате граница приобретает форму ломаной линии с концентрацией напряжений в точке излома границы. Установлено, что количество таких событий растет по мере приближения к моменту разрыва по степенному закону с показателем степени -0.7 , аналогичному закону Омори для землетрясений – предвестников землетрясений большой магнитуды. Предполагается, что процессы изменения угла границы полосы с фазой формирования ломаной границы и приводят к локализации деформации в виде шейки, а в точке излома границы образуются микротрещины по механизму Коттрелла; поэтому по мере приближения к катастрофическому разрыву концентрация микротрещин также растет по степенному закону, достигая критического значения, необходимого для макроразрушения сплава.

1. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия. 1984. 280 с.

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ТИПЫ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ САВАРА–МАССОНА

Шибков А. А., Золотов А. Е., Михлик Д. В., Желтов М. А., Шуклинов А. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
shibkov@tsu.tmb.ru

Неустойчивая деформация на макроуровне проявляется в виде скачков разгрузки при деформировании металлов с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$ в жесткой деформационной машине – эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) и в виде ступеней на кривых нагружения с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$ в мягкой деформационной машине – эффект Савара-Массона (СМ). Деформационные скачки сопровождаются зарождением и распространением полос деформации. При деформировании поликристаллических материалов с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$ полосы ПЛШ могут быть классифицированы на три типа: А, В и С [1]. Неустойчивости типа А связаны с повторяющимся непрерывным распространением деформационных полос вдоль длины образца. Неустойчивость типа В соответствует скачкообразному распространению локализованных полос вдоль оси растяжения образца, а тип С характеризуется случайным зарождением локализованных полос, сопровождаемых большими сбросами нагрузки. В [2] установлено, что в условиях проявления эффекта СМ полосы деформации не остаются локализованными, а представляют собой расширяющиеся шейки. В [3] отмечалось, что полосы деформации, распространяющиеся при нагружении с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$ в мягкой деформационной машине, представляют другой фундаментальный тип неустойчивости, который не сводится к полосам ПЛШ А, В и С-типа. Однако систематические исследования динамики и морфологии таких полос до настоящего времени не проводились.

Цель работы: на основе анализа и систематизации данных видеосъемки распространяющихся полос деформации в сплавах Al–Mg (AMg3, AMg5 и AMg6) получить классификацию основных морфологических типов полос деформации Савара-Массона в зависимости от уровня приложенного напряжения. Для *in situ* исследования динамики полос деформации велась видеосъемка поверхности деформируемого металла с помощью высокоскоростной цифровой видеокамеры VS-FAST/G6 со скоростью 500 кадр/с. Обработка видеопленки состояла в вычитании с помощью компьютерной программы последовательных во времени кадров видеопленки. На основе анализа данных видеосъемки распространяющихся неустойчивостей пластической деформации в условиях проявления эффекта СМ получена классификация полос деформации, состоящая из шести различных типов полос. Построена морфологическая диаграмма деформационных полос. Показано, что классификация полос деформации СМ по их морфологическим и кинетическим характеристикам существенно отличается от классификации полос ПЛШ (полос А, В и С) и представляет другие типы неустойчивостей пластического течения, проявляющиеся в условиях деформирования с постоянной скоростью возрастания нагрузки в мягкой испытательной машине.

1. Brindley B.J., Worthington P.J. // *Metals Mater.* 1970. V. 4. P. 101.
2. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А. и др. // *Изв. РАН. Серия физ.* 2006. Т. 70. №9. С. 1372.
3. Neuhauser H., Klose F.B., Hagemann et al. // *J. Alloys and Comp.* 2004. V. 378. P. 378.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ АНАЛИЗА ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Ковалевская Т. А., Григорьева Н. А., Данейко О. И.

*Томский Государственный архитектурно-строительный университет
Томск, Россия*

Математическое моделирование процессов пластической деформации металлов и сплавов является самостоятельной актуальной задачей и одновременно служит дополнением к экспериментальным исследованиям, поскольку позволяет более объективно оценивать влияние различных факторов (дефектного состояния сплава, характеристик упрочняющей фазы и материала матрицы, параметров деформирующего воздействия) на пластическое поведение материала. Наиболее универсальным явлением, ответственным за пластическую деформацию, является кристаллографическое скольжение. Основой элементарных процессов пластической деформации скольжением является возникновение, размножение, движение и аннигиляция дефектов различного типа, главным образом дислокаций и точечных дефектов.

В основе математической модели пластической деформации лежит концепция упрочнения и отдыха. Основные положения модели пластической деформации монокристаллов дисперсно-упрочненных г.ц.к. сплавов состоят в следующем: основным структурным элементом пластической деформации скольжением является зона кристаллографического сдвига; формирование зон сдвига сопровождается генерацией деформационных дефектов с их последующей аннигиляцией; основой математической модели являются уравнения баланса деформационных дефектов различного типа.

Дисперсионнотвердеющие сплавы на основе алюминия, являющиеся материалами с высокой удельной прочностью и широко применяющиеся в промышленности, представляют интерес для изучения закономерностей деформационного упрочнения, так как в них, как правило, имеет место и субструктурное упрочнение, и упрочнение, обусловленное присутствием выделений различной природы (когерентных и некогерентных).

Алюминиевые сплавы представляют собой многокомпонентные системы, содержащие микродобавки ряда элементов. В таких материалах, подвергнутых термической обработке, присутствуют выделения вторичных фаз различной степени дисперсности; характерна для них и высокая плотность дислокаций даже в недеформируемом состоянии.

Особенностью исследуемого сплава является то, что в процессе термической обработки (старении) существенно изменяются характеристики матрицы и дисперсных частиц, тогда как исходная дислокационная субструктура остается неизменной. Это дает возможность исследовать влияние объемной доли частиц, их размеров, свойств матрицы, характера связи между частицами и матрицей на закономерности формирования зон сдвига.

Исследования деформационного рельефа и дислокационной субструктуры сплава Al-6%Zn-3%Mg, содержащего малые добавки переходных металлов показали, что если сплав подвергается достаточно длительному старению, а деформации не превышают 0,05-0,07, развитие скольжения происходит как в монокристалле. Экспериментально установлено, что средний размер зон сдвига на порядок меньше среднего размера субзерна. Таким образом, серии дислокационных петель, испускаемых источником, не пересекают границ субзерен, на которых присутствуют достаточно крупные некогерентные частицы, т.е. образование зон сдвига происходит в пределах субзерен.

Экспериментальные исследования показали, что и в закаленном, и в состаренном сплаве при любом виде нагружения при степенях деформации, не превышающих 0,02,

реализуется стадия элементарного скольжения. В интервале деформаций от 0,02 до 0,05-0,07 наблюдается стадия локализованного скольжения. И тот, и другой сценарий развития процесса скольжения предсказывается математической моделью.

Таким образом, математическая модель наиболее адекватно описывает процессы формирования зон сдвига при пластической деформации сплава Al-6%Zn-3%Mg, подвергнутого достаточно длительному старению, если степень деформации не превышает 0,07.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ОБЪЕМНЫХ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ Al СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бродова И. Г., Ширинкина И. Г., Астафьев В. В., Шорохов Е. В.*, Жгилев И. Н.*

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,

**РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия*

brodova@imp.uran.ru

Методом динамического прессования получены и исследованы массивные образцы с субмикроструктурной структурой из промышленных алюминиевых сплавов типа 7075, 3003 и 5556. Деформация со скоростью порядка 10^5 с^{-1} осуществлялась с помощью импульсных источников. Матрица представляла собой два пересекающихся под углом 90° канала.

Металлографические исследования эволюции структуры исходно взятого в отожженном состоянии прутков в процессе высокоскоростной деформации показали, что по длине 100 мм образца хорошо выявляются линии деформации с вихревыми траекториями. С ростом числа проходов или с увеличением скорости движения образца по каналам возрастает количество оборванных поперечных границ; дробление волокон приобретает все более четкий характер. В поперечном сечении структура довольно однородная, за исключением узкого 2 мм кольца на диаметре 14 мм. Изменения, произошедшие в структуре материала в результате интенсивной пластической деформации, наглядно демонстрируются данными микротвердости. При оптимальных режимах высокоскоростной деформации наблюдалось упрочнение в центральной части прутка в 1,5 раза, а в наружном кольце – только в 1,2 раза. Возможно, что в процессе прохождения образца через канал, наружные слои подвергаются механическому и тепловому воздействию со стороны его стенок, что приводит к релаксации напряженного состояния и снижению наклепа.

Метод электронной микроскопии подтвердил, что существенные изменения структуры в процессе динамического прессования происходят под воздействием высокоскоростной деформации и разогрева материала. Определенные по темнопольным снимкам средние размеры фрагментов микроструктуры оказались порядка 250 нм. Дифракционная картина в виде колец, состоящих из большого числа дискретных пятен, может свидетельствовать о наличии в структуре преимущественно высокоугловых границ. Границы кристаллитов размыты, однако, с ростом числа проходов они становятся более равновесными и приобретают более четкое очертание.

Учитывая большое количество дисперсных интерметаллидов, экранирующих границы зёрен, можно прогнозировать высокую термическую стабильность полученной субмикроструктурной структуры.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ
(проект № 08-03-00106)*

ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ ЭВТЕКТИКИ КАК РЕЗУЛЬТАТ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Коршак В. Ф., Шаповалов Ю. А., Крышталь А. П., Самсоник А. Л.

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина
apesin@univer.kharkov.ua

В докладе представлены результаты систематического исследования механического поведения и трансформации структурно-фазового состояния эвтектического сплава Pb–62%Sn в условиях сверхпластичности. Эксперименты проведены на литом с последующим обжатием на ~ 75% сплаве при комнатной температуре. Механические испытания выполнены в режиме ползучести при постоянном приложенном напряжении σ в интервале от 3,3 до 41,0 МПа. Дифрактометрические исследования проведены на рентгеновском дифрактометре ДРОН – 2,0 с использованием рентгеновского $\text{Cu K}\alpha$ – излучения. Микроструктуру образцов изучали с помощью растрового электронного микроскопа JSM-840.

На зависимости удлинения до разрушения δ от величины σ , насколько известно, впервые для сплавов исследуемого типа, обнаружены два максимума при $\sigma = 7,5$ МПа и $\sigma = 14,0$ МПа. Это рассматривается как проявление вязкоупругих свойств среды, которая деформируется. Феноменологический анализ показывает, что в первом случае сверхпластическое (СП) течение реализуется на начальной, а во втором – на более поздней стадиях ползучести.

Обнаружено, что деформационный рельеф образцов в условиях сверхпластичности принципиально отличается от рельефа, наблюдающегося в СП сплавах, который связывают с перемещением отдельных зерен или групп зерен путем зернограничного проскальзывания. На поверхности образцов обнаруживаются полосы локализованной деформации, структура которых свидетельствует о гидродинамическом характере течения материала в них. Ширина таких полос зависит от степени деформации. Чем относительное удлинение больше, тем указанная область шире.

Отмеченные особенности структурных изменений в процессе СП течения анализируются совместно с результатами рентгенодифрактометрических и электронномикроскопических исследований, которые свидетельствуют о следующем. Фазовое состояние исследуемого сплава в условиях, когда он обнаруживает способность к СП течению, не является равновесным. Такая неравновесность возникает уже при кристаллизации и в результате предварительного обжатия слитков. На дифрактограммах образцов имеются диффузные максимумы рассеяния рентгеновского излучения, которые свидетельствуют, с одной стороны, о возникновении аморфизированной прослойки на границах зерен или групп зерен в результате предварительного обжатия и последующего старения, а также об образовании областей с ближним расслоением, обнаруживающем распад пересыщенных твердых растворов, стимулированный пластической деформацией, - с другой.

Наблюдающееся деформационное поведение образцов связывается с возникновением высокого уровня внутренних напряжений, обусловленных протеканием структурно-фазовых превращений в исходно метастабильном сплаве в условиях сверхпластической деформации. Это, в частности, приводит к значительной интенсификации размножения дислокаций и возникновению дислокационной структуры, которая придает движению дислокаций кооперативный характер, обеспечивающий переход поликристалла в состояние сверхпластичности.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ МАНГАНИТА ЛАНТАНА ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ

Аристова И. М., Седых В. Д., Дубовицкий А. В., Шехтман В. Ш.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., Россия
aristova@issp.ac.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследовано формирование наночастиц манганита лантана $\text{LaMnO}_{3+\delta}$ при фазовом переходе. Известно, что особенностью нелегированного манганита лантана является развитый полиморфизм: установлено существование ряда структурных модификаций, среди которых две орторомбические $PnmaI$ и $PnmaII$ (пространственная группа $Pnma$) являются одними из основных. Степень орторомбичности фазы $PnmaI$ на порядок меньше степени орторомбичности фазы $PnmaII$ [1]. В формировании структуры фазы $PnmaI$ участвуют главным образом повороты кислородных октаэдров (тилтинговые моды), тогда как в формирование фазы $PnmaII$ большой вклад вносят ян-теллеровские искажения. Таким образом, переход $PnmaI \rightarrow PnmaII$ приводит к скачкообразному изменению объема ячейки, характерному для фазовых переходов 1-го рода [1]. В работе [2] для образцов выращенных методом твердофазного синтеза (структура $PnmaI$) нами экспериментально установлено, что при фазовом переходе $PnmaI \rightarrow PnmaII$ в процессе отжига в вакууме ($T=650^\circ\text{C}$, 8 часов) кристаллиты образовавшейся фазы (структура $PnmaII$) приобретают наноразмеры: средний размер частиц составляет 14 нм.

В данной работе методом твердофазного синтеза [3] нами был синтезирован однофазный образец со структурой орторомбической фазы $PnmaI$. Переход в фазу $PnmaII$ проводился вакуумным отжигом при $T=650^\circ\text{C}$, однако время отжига было сокращено до 4 часов. Это привело к существованию смеси двух орторомбических фаз $PnmaI$ и $PnmaII$. Фазовый состав определялся, как и в работе [2]. Электронно-микроскопические исследования образцов (выполнены с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM 100CX) показали, что синтезированные кристаллы имеют сложную неправильную форму с развитой поверхностью различной кривизны. При этом средний поперечный размер таких частиц порядка микрона. В процессе отжига в вакууме фазовый переход приводит к образованию частиц новой фазы ($PnmaII$) в первую очередь в приповерхностных областях. Фазовый переход сопровождается возникновением значительных упругих напряжений, т.к. объем, приходящийся на одну ячейку, увеличивается на ~2.6%. При отсутствии возможности пластической деформации этого хрупкого материала компенсация большого объемного эффекта осуществляется путем нарушения сплошности - образования трещин и разрушения материала в приповерхностной области. В результате этого образуются частицы со структурой $PnmaII$ и размером 5-15 нм. В процессе отжига образовавшиеся нанокристаллы могут приобретать равновесную огранку.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 06-02-16535) и Программы РАН «Влияние атомно-кристаллической и электронной структуры на свойства конденсированных сред».

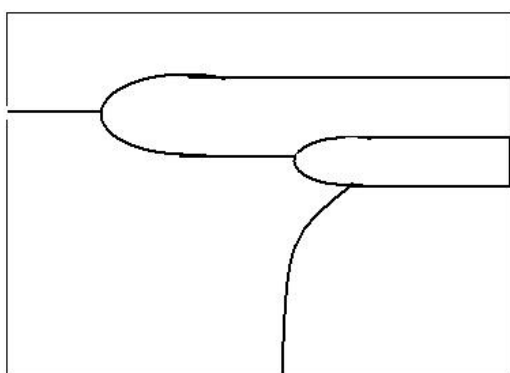
1. Найш В.Е.// Физика металлов и металловедение, 2001. Т.92. № 4. С.3.
2. Aristova I.M., Sedykh V.D., Shekhtman V.Sh., Abrosimova G.E., Zverkova I.I., Dubovitskii A.V., Kulakov V.I.// Materials Letters, 2008. V.62. Issues 6-7. P.1036.
3. Седых В.Д., Смирнова И.С., Багаутдинов Б.Ш., Шехтман В.Ш., Дубовицкий А.В., Кулаков В.И.// Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2002. №12. С.9.

ИЗУЧЕНИЕ КОЛЛЕКТИВНОГО ДВИЖЕНИЯ ТРЁХ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ.

Сурсаева В. Г., Швиндлерман Л. С.

Институт физики твёрдого тела, РАН, Черноголовка, Россия

Работа является продолжением наших работ как по экспериментальному изучению движения индивидуальных тройных стыков различной кристаллогеометрии [1], так и по изучению поведения тройных стыков в поликристалле [2]. Мы хотели ответить на вопрос, проявляется ли индивидуальность тройных стыков при их коллективном движении в поликристалле. Объект исследования показан на Рис.1. Тройные стыки такой конфигурации получали методом направленной кристаллизации. В работе представлены экспериментальные результаты изучения совместного движения таких тройных стыков. Тройные стыки перемещаясь коллективно проявляют свою индивидуальность и характеризуются собственными параметрами торможения. Самое сильное торможение оказывает на их движение стык с малоугловыми границами. Различие в температурной зависимости параметров торможения тройных стыков может привести к формированию в процессе изотермических отжигов неоднородной микроструктуры поликристалла.



а



б

Рис. 1. Схема коллективного движения тройных стыков (*а*); фотография коллективного движения тройных стыков при $T = 400$ C (*б*)

Авторы благодарят за финансовую поддержку исследований в рамках проектов РФФИ ННИО 05-02-04017

Список литературы

1. Сурсаева В.Г., Л.С.Швиндлерман, Г.Готтштайн Особенности движения тройных стыков различной конфигурации. Известия РАН, серия физическая, Том 71, N12 (2007) 1735-1740.
2. Сурсаева В.Г, Л.С.Швиндлерман, Г.Готтштайн Стационарное движение тройных стыков и их влияние на рост зёрен. Журнал функциональных материалов N6 (2007) 216-221.

ДИНАМИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ РЕКОНСТРУКТИВНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ НА ИХ ОСНОВЕ

Кащенко М. П., Чащина В. Г.

УГЛТУ, Екатеринбург, Россия

mpk46@mail.ru

Обсуждается динамическая теории [1,2] формирования мартенситных кристаллов на примере мартенситных ГЦК - ОЦК (или ГЦК - ОЦТ) и ОЦК - ГПУ превращений. Показано, что развитая теория дает адекватное физическое объяснение наиболее значимых проблем, в качественной форме представленное в виде таблицы.

Принципиальные проблемы	Трактовка динамической теории
1. Большое переохлаждение ниже температуры равновесия фаз T_0	Возникновение начального возбужденного состояния в упругом поле дефектов (как правило, отдельных типичных дислокаций), порождающего быстрый управляющий волновой процесс (УВП), несущий пороговую деформацию
2. Ненаблюдаемость зародышей мартенсита	
3. Сверхзвуковая скорость роста мартенситного кристалла	Скорость распространения УВП, ведущего нелинейную волну превращения
4. Механизм трансформации части термодинамической движущей силы в энергию УВП	Для переходных металлов и сплавов на их основе: генерация волн неравновесными электронами в межфазной области на стадии быстрого роста – эффект фононного мазера
5. Наличие связанных макроскопических морфологических признаков (габитусные плоскости, ориентационные соотношения решеток фаз, макросдвиг)	Следствие распространения УВП и релаксации в стесненных условиях потерявшей устойчивости пластинообразной области исходной фазы (внутри «канала» в метастабильно устойчивом аустените)
6. Формирование двойников превращения	Синхронизированное действие сравнительно коротковолновых и длинноволновых смещений, задающих, соответственно, толщину основной компоненты двойниковой структуры и толщину мартенситного кристалла
7. Интерпретация температуры начала мартенситного превращения для широкой области температур и концентраций компонентов сплава	Оптимальная температура для генерации волн смещений атомов неравновесными d-электронами, локализованными в пределах 0.2 эВ в окрестности энергии Ферми
8. Существование критического размера зерна для протекания мартенситной реакции, зависящего от химического состава сплава	Следствие соотношения пространственных масштабов на стадии зарождения и соотношения неопределенностей Гейзенберга для энергии и времени
9. Существенные отличия морфологических признаков для кристаллов мартенсита охлаждения и деформации	Контактное взаимодействие дислокаций, приводящее к формированию кристаллов носителей сдвига, инициирующих образование полос сдвига и кристаллов мартенсита деформации [3]

1. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при γ - α превращении в сплавах на основе железа. Екатеринбург: УИФ “Наука”, 1993. 224с.
2. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Кристаллодинамика ОЦК-ГПУ мартенситного превращения. I. Управляющий волновой процесс.// ФММ. 2008. Т.105. Вып.6. С.571-577.
3. Кащенко М.П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. // Физическая мезомеханика. 2003. Т.6. №3. С.37-56.

ВЛИЯНИЕ УСТАЛОСТИ НА ПАРАМЕТРЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ОБРАЗЦАХ ИЗ СПЛАВА AlCuPb

Черняева Е. В., Мерсон Д. Л.*, Мещеряков Д.Е.*

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти

lena@smel.math.spbu.ru

Исследовали параметры акустической эмиссии (АЭ) в гантелеобразных цилиндрических образцах Al–Cu–Pb, прошедших испытания на усталостную прочность. Все образцы нагружались по отнулевому циклу до максимального растягивающего напряжения 180 МПа. Число циклов растяжения составляло $3,21 \cdot 10^6$ для образца 03 и $0,35 \cdot 10^6$ для образца 08. Для образца 04 число циклов нагружения было не известно. Индентирование твердосплавным коническим индентором со скоростью 0,5 мм/мин до нагрузки 1000Н производилось на испытательной машине LR30K Plus (производства LLOYD Instruments Ltd) с записью сигналов АЭ. Анализ спектрального состава АЭ по методике [1], позволяющий осуществлять сортировку сигналов АЭ на различные типы по форме кривой спектральной плотности, позволил выявить два основных типа. Форма кривой спектральной плотности всех сигналов АЭ типа I была практически идентичной при уколах в одну и ту же область данного образца, но между разными образцами несколько отличалась (рис. 1а-г).

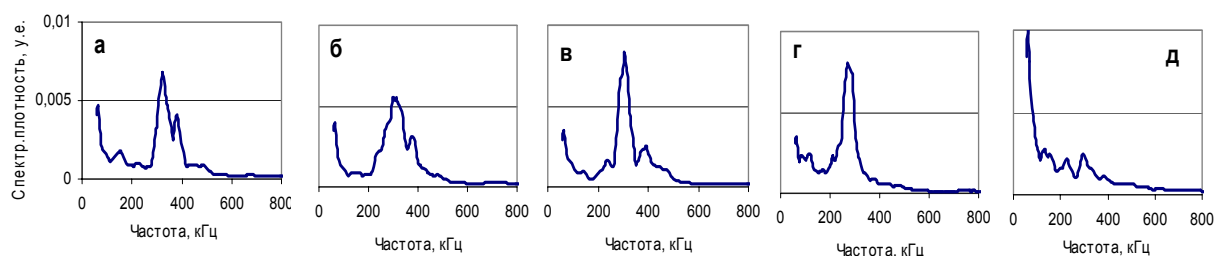


Рис. 1. Форма кривой спектральной плотности сигналов типа I для образцов 03 (а), 04 (б), 08 (в) и сигналов, полученных от недеформированного материала (г), и сигналов типа II (д)

Видно, что «недеформированный» материал (рис. 1г) и материал после наименьшего количества циклов ($0,35 \cdot 10^6$) растяжения (рис. 1в) имеет более узкую и вытянутую форму пика, а с увеличением числа циклов до $3,21 \cdot 10^6$, пик становится более низким и широким (рис. 1а). Сигналы АЭ в образце с неизвестным числом циклов имели наиболее сглаженную форму пика (рис. 1б). Кроме того, отличительной особенностью подверженных усталостным испытаниям образцов является раздвоение указанного пика в области частоты 400 кГц. Другой, более низкочастотный, тип II для всех образцов был практически неизменным (рис. 1д).

Процентное соотношение сигналов типов I и II было различным для всех исследованных образцов. В образце 08 с наименьшим числом циклов нагружений при всех уколах преобладающим был тип II (50-80%). В недеформированном материале количество сигналов этого типа достигало 90% от общего числа сигналов. В образце 03 сигналов этого типа было существенно меньше (20–60%), еще меньше их было в образце 04 (10–30%), в котором во всей области уколов наиболее представительную группу составляли сигналы типа I. При уколах металла в зоне разрушения число сигналов типа I для разных образцов возрастало в порядке увеличения числа циклов нагружений и достигало максимального значения у образца 04.

По изменению формы кривой спектральной плотности сигналов типа I и по процентному соотношению сигналов типов I и II можно предположить, что неизвестный образец 04 должен был испытать циклов растяжения больше, чем образец

03. Это согласуется с выводами водородной диагностики, выполненной ранее в «НПК Электронные и Пучковые Технологии» (Санкт-Петербург).

Настоящие эксперименты показали, что АЭ весьма чувствительна к «механической истории» образцов и может служить индикатором «усталости» материала. Однако этот вывод требует дальнейшей статистической проверки.

1. Мерсон Д. Л., Разуваев А. А., Виноградов А. Ю. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке // Дефектоскопия. 2002. №7. С. 37-46.

ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРЕДМАРТЕНСИТНЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В В2-СОЕДИНЕНИЯХ ТИТАНА И СИСТЕМЕ In–Ti

Лотков А. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

lotkov@ismmps.tsc.ru

Точечные дефекты – вакансии, дефекты замещения, антиструктурные атомы – оказывают заметное влияние на физико-механические свойства неупорядоченных твердых растворов, упорядочивающихся сплавов и интерметаллидов. Особенно ярко это было показано в результате экспериментальных и теоретических исследований характеристик точечных дефектов и их влияния на свойства алюминидов переходных металлов. Точечные дефекты могут оказывать влияние на фазовые превращения в сплавах. В связи с этим характеристики точечных дефектов и анализ их возможного влияния на структурные фазовые превращения бездиффузионного (мартенситного) типа в В2 соединениях титана и неупорядоченных твердых растворов системы In–Ti представляют особый интерес для понимания физической природы фазовых превращений в этих материалах.

В докладе представлены результаты исследований дефектов кристаллического строения, их характеристик и их роли в реализации термоупругих мартенситных превращений в В2 соединениях титана и системе In–Ti, выполненных в течении ряда лет в лаборатории материаловедения сплавов с памятью. формы ИФПМ СО РАН.

Определены тип и тип и концентрация точечных дефектов при изменении температуры и концентрации компонентов вблизи эквиатомного состава В2 соединениях титана, получены энергетические характеристики вакансионных дефектов, показана их связь с особенностями фононных спектров, установлен механизм диффузии атомов. На основе изучения фундаментальных характеристик точечных дефектов проанализирована их роль в предпереходных изменениях структуры высокотемпературной фазы, предшествующих мартенситным превращениям.

Работа поддержана программами СО РАН (проекты № 3.6.2.2 и 2.3), Госконтрактом № 02.523.11.3007, грантом РФФИ № 05–08–33381.

РАЗВИТИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Батурин А.А.

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

abat@ismmps.tsc.ru

Использование традиционных физических методов исследования дефектов встречает ряд трудностей при интерпретации результатов, поскольку они основаны на анализе вклада дефектов в изменение какого-либо физического свойства. Эти трудности только возрастают при исследовании интерметаллических соединений в силу того, что они испытывают структурные переходы и в них может возникать целый спектр точечных дефектов (вакансии и атомы замещения на разных подрешётках и разные комбинации дефектов). Для таких соединений, по нашему мнению, на первый план должны выйти ядерно-физические методы, использующие сверхтонкое взаимодействие атома-зонда с дефектами, а также имплантированные в образец позитроны, которые локально взаимодействуют с электронами в окрестности вакансионных дефектов или дислокаций.

Ядерно-физические методы дают возможность существенно дополнить картину эволюцию микроструктуры при обычной и интенсивной (мега-) пластической деформации (ИПД) изучением и анализом роли точечных дефектов и свободных объёмов в этих процессах. Анализ структурообразующей роли точечных дефектов при пластической деформации выполнен на основе собственных экспериментальных исследований сплавов на основе TiNi с эффектом памяти формы, а также литературных данных, полученных ядерно-физическими методами (ядерно-магнитный резонанс (ЯМР), возмущенные угловые корреляции (ВУК), позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС)).

Показано, что ядерно-физические методы позволяют получать информацию *in situ* о типе и концентрации точечных дефектов при обычной пластической деформации, что позволяет проводить прямое сопоставление разных кинетических моделей эволюции деформационных дефектов.

Методами ВУК и ПАС установлено, что в течение пластической деформации на ранних стадиях значительная концентрация точечных дефектов (вакансий и межузельных атомов) генерируется наряду с линейными дефектами. При возрастании степени деформации вакансионные дефекты являются доминирующими. Эксперименты показывают, что концентрация оставшихся после деформации вакансий достигает 10^{-4} - 10^{-1} . Причем, в интерметаллических соединениях образуются вакансионные дефекты преимущественно на одной подрешетке. Такая высокая концентрация точечных дефектов ведет к активизации диффузионных процессов, что показано методом ЯМР спектроскопии (спин-решеточная релаксация), и ускоряет процессы фрагментации зеренно-субзеренной структуры и формирование высокоугловых границ зерен. То есть при анализе механизмов фрагментации необходимо учитывать роль точечных дефектов, вклад которых составляет не менее половины в изменение накопленной при ИПД энергии.

В заключении дается анализ перспективы изучения деформационных дефектов в металлах с сплавах с помощью ядерно-физических приборов нового поколения, например, позитронного микроскопа с высоким пространственным разрешением.

Работа поддержана программы СО РАН (проекты № 3.6.2.2 и 3.6.1.1) и грантом РФФИ № 08-08-00515.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ПРОКАТКЕ, РКУ И АВС ПРЕССОВАНИИ

Гришков В. Н., Копылов В. И.², Батурич А. А., Дударев Е. Ф.¹,
Лотков А. И., Гирсова Н. В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

¹*Сибирский физико-технический институт при Томском государственном университете,
Томск, Россия*

²*Физико-технический институт НАН Белоруссии, Минск, Белоруссия*

lotkov@ismmps.tsc.ru

Для получения ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний (субмикроструктурных (СМК) и наноструктурных) в металлах и сплавах широко применяются различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД). В работе рассмотрено влияние процессов локализации сдвиговой деформации на закономерности эволюции микроструктуры (от крупнозернистой до УМЗ) и фазового состава сплавов на основе никелида титана при ИПД. Развитие полос локализации деформации (ПЛД) обуславливает формирование фрагментов разных масштабных уровней, существенно отличающихся плотностью дефектов атомно-кристаллического строения и неоднородностью напряженного состояния. Предельным проявлением этого процесса являются данные о формировании полос с аморфной структурой, возникающей в микрообъемах ПЛД при ИПД сплавов на основе TiNi комбинацией гидроэкструзии и одноосного сжатия, при прокатке и при воздействии гидростатического сжатия с кручением.

Качественно подобные закономерности влияния локализации деформации на формирование УМЗ структуры сплавов на основе TiNi обнаружены при теплом “abc”-прессовании (723 – 573К, сплав 1 – Ti_{49,8}Ni_{50,2} (ат.%)) и в процессе “жесткого” равноканального углового прессования (РКУП) при 723К (угол между каналами 90°, сплав 2 – Ti₅₀Ni_{47,3}Fe_{2,7} (ат.%)) На всех этапах деформирования (до 3 проходов РКУП сплава 2 и после “abc”-прессования при 723К, 673К и 623К сплава 1) наблюдается микронеоднородная УМЗ структура деформированных образцов, обусловленная развитием ПЛД. В процессе теплой ИПД при выбранных температурах не происходит аморфизации структуры сплавов в микрообъемах ПЛД. Внутри фрагментов структуры, ограниченных ПЛД, присутствует наиболее крупноразмерная фракция, а в ПЛД и на их пересечениях формируется наиболее мелкоразмерная фракция. На начальном этапе деформирования сплавов 1 и 2 обе фракции относятся к СМК состоянию с дисперсией размеров фрагментов структуры, d , от 500 нм до 100 нм, а на финальной стадии ИПД в этих сплавах формируются качественно подобные микроструктуры смешанного типа на основе СМК фракции ($d \leq 300$ нм) и нанофракции (d от 50 до 100 нм). Рассмотрены наиболее вероятные механизмы формирования УМЗ фракций при РКУП и “abc”-прессовании, включая экспериментально обнаруженное интенсивное двойникование В2 фазы. Установлена корреляция изменения фазового состава сплавов с величиной зерна, обусловленная изменением температур мартенситных превращений при формировании УМЗ состояний.

Работа поддержана программами СО РАН (проекты № 3.6.2.2 и 2.3), Госконтрактом № 02.523.11.3007, грантами РФФИ № 05–08–33381 и 08–08–00515 и грантом Белорусского ФФИ (грант № T07CO – 006).

ОЦЕНКА УРОВНЯ СВОЙСТВ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ И ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТΟΣКОПИИ

Кустов А. И. *, Мигель И. А.

* Воронежский государственный педагогический университет, Россия
 Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

Задача оценки уровня свойств и структуры материалов всегда актуальна. Её решение эффективно с использованием методов акустомикроскопической дефектоскопии [1]. Наиболее важные из них – визуализации и $V(Z)$ – кривых. В данной работе объектами изучения были композиты и стали. Первые использовались как модельные объекты, демонстрирующие возможности САМ по визуализации зёрен композита в матрице (рис.1). Локальность акустического пучка принципиально позволяет изучать области поверхностей раздела. На примере сталей продемонстрированы возможности определения значений физических свойств с помощью САМ.

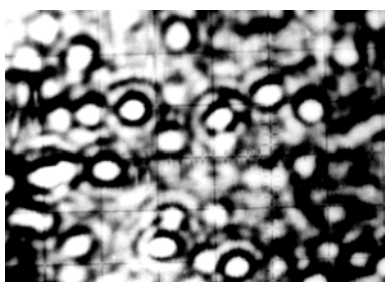


Рис. 1. Акустическое изображение композита НВ-1 и ЦТС-19 (Hg, 404 МГц, масштаб 25 мкм/дел., $Z = -45$ мкм)

Изменение прочностных или акустических свойств материала проявляется в трансформации характерных $V(Z)$ -кривых [2]. Сканируя поверхность образца при ее перемещении в x - y -плоскости в режиме $V(Z)$ -кривых, получали профили зависимостей v_R от координат, в пространственно ограниченных областях, определяемых заданным масштабом. Метод $V(Z)$ -кривых позволяет связать размер зерна материала со значениями v_R скорости ПАВ (рис.2). В качестве критерия прочности был выбран условный предел текучести $\sigma_{0.2}$. Первый метод определения $\sigma_{0.2}$ предполагал визуальное измерение размера зерна материала d_3 . Затем использовалось уравнение Холла-Петча, из которого для различных экспериментальных

точек рассчитывались значения σ_0 и k . Полученная кривая (рис.3) позволяла определить $\sigma_{0.2}$ для выбранных значений d_3

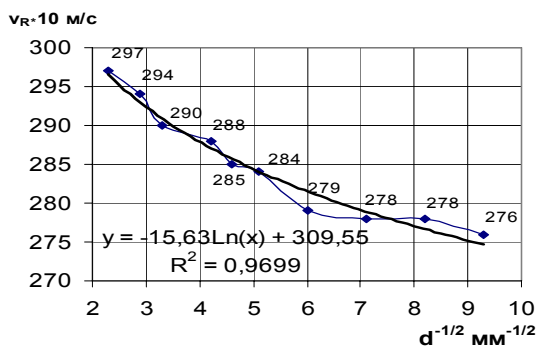


Рис. 2. Зависимость (v_R) от размера зерна (d_3) стали 15X2NMФА.

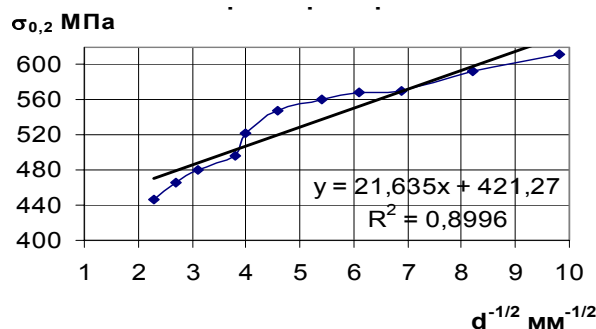


Рис. 3. Зависимость предела текучести от размера зерна стали 15X2NMФА.

Второй метод заключался в измерении величин v_R , расчете модулей E и G , оценке по ним $\sigma_{0.2}$. Сравнение полученных зависимостей позволяет сделать вывод о

том, что с помощью САМ можно просто и надежно оценивать значения $\sigma_{0,2}$, в том числе и в области поверхностей раздела.

1. Кустов А.И., Мигель И.А. И др. // МИТОМ, 1998 - № 4 - С.29 –32.
2. Kustov A.I., Migel I.A. // Mater. of the v intern. scien. conf., Orenburg, 2008, Vol.1, P.P.200-206.

АНАЛИЗ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА

Кустов А. И. *, Мигель И. А.

* Воронежский государственный педагогический университет, Россия
 Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

К наиболее эффективным способам изменения структуры и свойств материалов следует отнести диффузию различных веществ с поверхности. Целью нашей работы было изучение процесса диффузии и его параметров в приповерхностных слоях методами акустомикроскопической дефектоскопии (АМД). Для практических расчетов необходимо уметь определять значения параметров, входящих в уравнения, описывающие отдельные стадии химико-термической обработки. Коэффициент диффузии – основной параметр кинетики диффузионного насыщения. Обычно он определяется по экспериментальному распределению концентрации диффундирующего элемента по толщине слоя $c(x, \tau)$, либо путём анализа количества диффундирующего вещества в образцы в функции времени. Коэффициент диффузии для практических расчетов можно определить для стационарных условий химико-термической обработки по толщине диффузионного слоя. Считая, что ей соответствует конкретное значение концентрации диффундирующего элемента c_T , то:

$$c_T(x, \tau) / c_{пов} = 1 - \operatorname{erf} \left(x_T / (2 \cdot \sqrt{D \cdot \tau}) \right) = \operatorname{const}.$$

Следовательно, выражение под знаком функции erf является постоянной, а значит, $x_T^2 = Dk\tau$ и $D = x_T^2 / k \cdot \tau$. Это выражение позволяет оценить D , если суметь измерить толщину слоя. Данная задача не всегда решается металлографическим анализом.

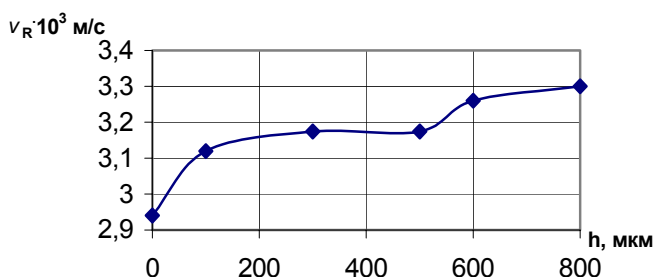


Рис. 1. Изменение значений v_R в стали 18ХГТ в зависимости от глубины слоя цементации

В качестве параметров диффузионного процесса нами были выбраны значения скорости ПАВ (v_R), уровень затухания этих волн ($\Delta V/V^0$) [1]. По их значениям получали зависимости толщины слоя с измененными свойствами от концентрации вещества-диффузанта, от температуры и времени проведения процесса. На рис.1 представлена серия значений v_R , полученная на различном расстоянии (h) от поверхности образцов стали 18ХГТ, подвергнутой цементации. Если считать глубиной

слоя диффузии h_0 значение, где скорость составит 0,8 от v_R в материале без диффузии, то САМ надежен для расчёта этой величины. Толщина слоя диффузии h оценивалась и по другому параметру - $\Delta V/V\%$. На рис.2 демонстрируется кривая уменьшения затухания АВ с h . Определив экспериментально k и τ , можно оценить коэффициент диффузии.

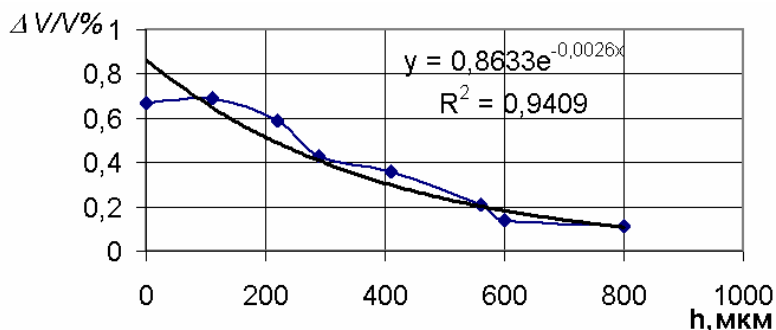


Рис. 2. Зависимость $\Delta V/V\%$ от h для 18ХГТ, подвергнутой цементации.

1. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V International scientific conference “Strength and fracture of materials and constructions”, Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМИК С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РЕЖИМА $V(Z)$ -КРИВЫХ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА

Кустов А.И. *, Мигель И.А

**Воронежский государственный педагогический университет, Россия
Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru*

Керамика – материалы, получаемые из суспензий порошкового типа, при высыхании, обжиге, или каком-либо ином процессе удаления жидкой основы. Как и для большинства материалов, находящихся в конденсированном состоянии, для керамики имеют решающее значение величины её физико-механических характеристик, в частности, прочностных. Для материалов в конденсированном состоянии прочностные характеристики надежно определяются такими современными неразрушающими методами, как методы акустомикроскопической дефектоскопии [1,2]. Этой актуальной проблеме и посвящена настоящая работа.

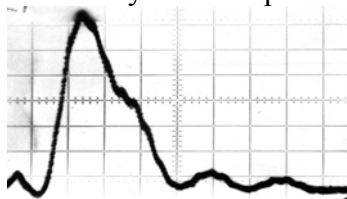


Рис. 1. $V(Z)$ -кривая для ЦТС-35 (масштаб по горизонтали 5,2 мкм/дел., $\Delta Z_N = 10,09$ мкм, $v_R = 2,29 \cdot 10^3$ м/с).

В ходе экспериментальных исследований изучению подвергались образцы различных керамик, чаще всего типа ЦТС. По методике $V(Z)$ – кривых получали соответствующие графические зависимости сигнала на выходе акустической линзы от расстояния линза-объект. Пример такой кривой для керамики ЦТС-35 представлен на рис.1. Полученные значения ΔZ_N позволили рассчитать скорости ПАВ (v_R). По ним определялись величины, характеризующие прочность материала - коэффициенты затухания ПАВ, предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и др.[2,3].

Однако, так как существуют корреляционные зависимости между v_R , $\sigma_{0,2}$ и пористостью θ , возможно нахождение оптимальных значений параметров, влияющих на значения прочностных характеристик керамик.

Примеры для образцов из ЦТС-Ст.2 представлены на рис.2 и 3. При температурах отжига керамики $\sim 1500\text{K}$ наблюдаются экстремальные значения как v_R , так и θ . Следовательно, измеряя акустомикроскопически величины v_R , можно надежно установить значения пористости или прочностных характеристик испытуемых образцов. Применение САМ в этой области, на наш взгляд, весьма перспективно.

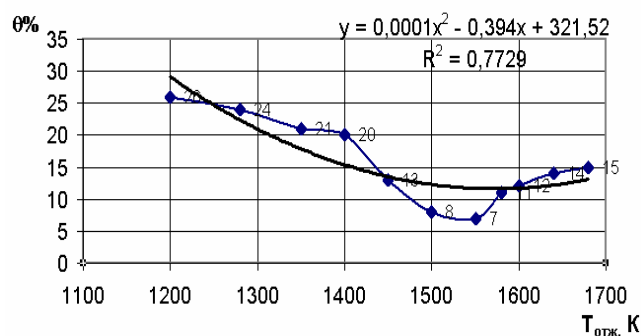
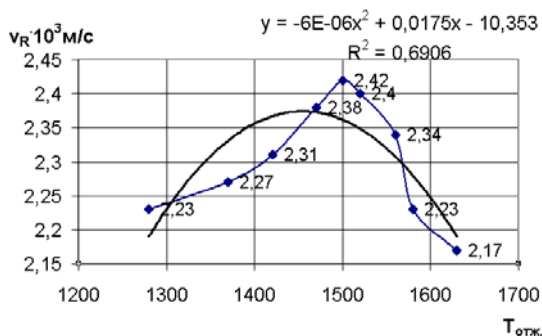


Рис. 2. Зависимость v_R от $T_{отж}$ для ЦТС-Ст.2 **Рис. 3.** Зависимость θ от $T_{отж}$ для ЦТС-Ст.2

1. Kustov A.I., Migel I.A.//NATO Security through Science Series – A; 2007.P.451-458.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. // Тезисы IV Междунар. конф., Черноголовка, - 2006 – с.72.
3. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V International scientific conference “Strength and fracture of materials and constructions”, Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Валиев Р. З.

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

В последние годы методы интенсивной пластической деформации (ИПД) широко используются для получения объемных наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами [1,2]. В докладе рассмотрены физика и технология методов ИПД, особое внимание уделено механизмам формирования наноструктур и особенностям фазовых превращений, связанных с растворением и выделением вторых фаз, а также полиморфными превращениями. Обсуждается также влияние формирующихся наноструктур на механические свойства материалов, подвергнутых ИПД. В заключение кратко рассматриваются инновационные применения наноструктурных металлов и сплавов.

1. Valiev R. // Nature Materials, 2004. Vol.3. P.511.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.: ил.

МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЙ ВЛИЯНИЕМ ГРАДИЕНТНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Макара В. А., Стебленко Л. П., Крит А. Н., Курилюк А. Н., Кобзарь Ю. Л.,
Науменко С. Н., Весна Г. В., Руденко О. В.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина
yu_1_kolchenko@univ.kiev.ua, kurylyuk_a@univ.kiev.ua

Актуальным вопросом, решение которого может способствовать установлению механизмов влияния слабого магнитного поля (МП) на микропластические и микромеханические свойства немагнитных кристаллов, является расширение круга используемых магнитных полей, привлечение к исследованиям не только постоянных и импульсных МП, широко используемых в современных научных работах, но и полей, имеющих иную природу, в частности, градиентных МП.

В связи с этим цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния градиентного магнитного поля на микротвердость кристаллов кремния, а также изучении характера релаксации измененной в МП величины микротвердости. Магнитная обработка (МО) образцов Si проводилась в магнитном поле с градиентом индукции $\text{grad } B \approx 0,1$ Тл/см. Наблюдаемое в работе изменение микротвердости в образцах кремния, подвергавшихся магнитной обработке (рис.1), можно классифицировать как магнито-механический эффект (ММЭ).

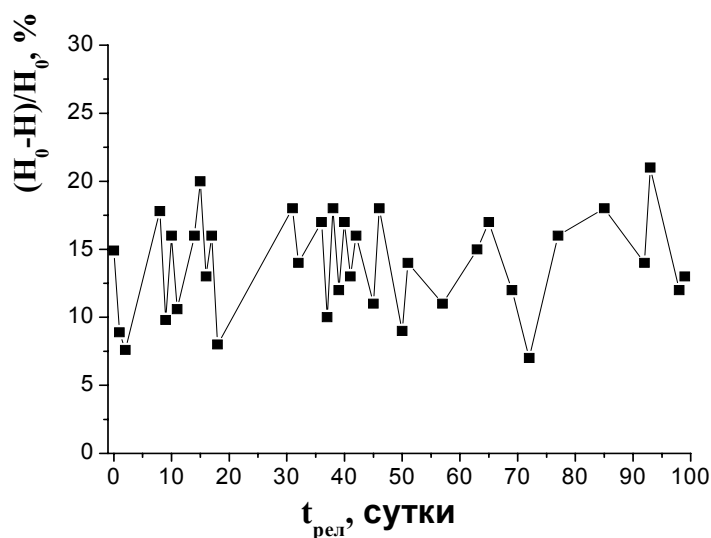


Рис. 1. Зависимость относительной микротвердости от времени, прошедшего после завершения магнитной обработки в градиентном МП. Продолжительность МО: $t_{\text{МО}} = 5$ суток. H_0 – микротвердость контрольных образцов кремния; H – микротвердость образцов кремния после магнитной обработки.

Процесс релаксации ММЭ в образцах Si, прошедших МО в градиентном магнитном поле, имеет колебательный, скачкообразный характер и длится в течение продолжительного времени (~ 100 суток). Анализ амплитуд осцилляции неустойчивости микротвердости показал, что разница между максимальными и минимальными значениями осцилляций ММЭ составляет величину $\sim 13\%$. Учитывая, что микротвердость, выступающая в данной работе откликом на магнитное влияние, является структурночувствительной и структурнозависимой характеристикой, можно заключить, что в кремнии, подвергавшемся действию градиентного МП, происходит закономерное изменение (самоорганизация) структуры. Последнее может отражаться на величине скачков микротвердости. Исходя из этого, можно прийти к заключению, что представление о структуре и изменении микромеханических характеристик после воздействия градиентного МП следует формировать с учетом положений синергетики.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛМАЗОПОДОБНЫХ КРИСТАЛЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ

Макара В. А., Стебленко Л. П., Весна Г. В., Весна В. Т., Науменко С. Н.,
Кобзарь Ю. Л., Курилюк А. Н., Кучакова Т. А.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина
yesna@univ.kiev.ua

В ковалентных кристаллах движение дислокаций удобно описывать моделью резких перегибов. Но экспериментально в рамках этой модели удастся наблюдать движение дислокаций только в условиях высоких температур и низких напряжений. В условиях же низких температур и высоких давлений происходит разрушение материала при внешних напряжениях много меньше напряжения Пайерлса.

Впервые на монокристаллах природных алмазов и Si получены дислокации больших диаметров (более 100 мкм) при комнатной температуре. Для введения дислокаций из алмаза вырезали пластинки по плоскостям (001) и тщательно их полировали. Монокристаллы Si использовали двух типов бестигельной зонной плавки и КДБ-10 с ориентацией поверхности {111}. На поверхность образцов наносили покрытия из Al, Cu и Cr толщиной от 60 нм до 15 мкм резистивным методом и методом газотранспортных реакций. Дислокации вводили путем индентирования на микротвердомере ПМТ-3 индентором Виккерса при комнатной температуре. Дислокации контролировали методом ямок травления в Si и катодолюминесценции в алмазе. На монокристаллах Si исследовали изменение коэффициента трещиностойкости k_{1c} и диаметра дислокационной розетки от толщины покрытия. Более сильно эффект пластификации проявляется для сплошных, совершенных покрытий, в то время как их толщина и адгезия не влияет на образование дислокаций,

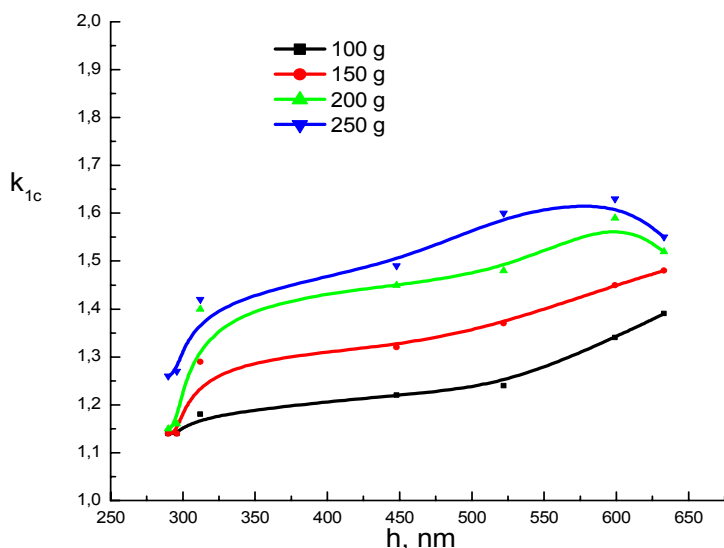


Рис. 1. Зависимость коэффициента трещиностойкости k_{1c} от толщины покрытия из Cu при различных нагрузках на индентор.

дислокаций к фононам, происходит локальный нагрев материала в области индентирования, что делает возможным образование дислокаций и объясняет увеличение k_{1c} .

а только на k_{1c} . Наблюдаемое в работе изменение k_{1c} в образцах кремния (рис.1), а также образование дислокаций при комнатной температуре объяснить следующим образом.

Большие внешние напряжения, которые мы создаем при индентировании, приводят к образованию в пластичных покрытиях дислокаций движущихся с большими скоростями. Их торможение имеет динамическую природу и лимитируется перекачкой энергии от

КИНЕТИКА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕАКЦИОННО- ПРЕССОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ $TiB_2 - SiC - C$

Чорнобук С. В.¹, Попов А. Ю.², Макара В. А.²

¹ Учебно-научный центр «Физико-химическое материаловедение» Киевского национального университета имени Тараса Шевченко НАНУ, Киев, Украина,
chornobuk@ua.fm

² Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина,
all_popov@bigmir.net

Известно, что основной проблемой при изготовлении тугоплавких керамических материалов является необходимость создания чрезвычайно высоких (> 2000 °С) температур в течении довольно длительного (десятки минут) времени.

Перспективным способом удешевления керамического производства и, одновременно, повышения эксплуатационных свойств керамики является метод реакционного синтеза, когда необходимые фазы формируются в процессе горячего прессования (или спекания) исходных порошков. Данный способ позволяет не только понизить температуру изотермической выдержки, но и существенно интенсифицировать процессы уплотнения материалов.

В данной работе исследовались процессы структурообразования в системе $TiB_2 - SiC - C$, получаемой в результате физико-химического взаимодействия порошков $TiC - B_4C - Si$.

Изготовление образцов производили по стандартной методике получения изделий методами порошковой металлургии на установке с резистивным нагревом без защитной атмосферы в интервале температур $1700 - 1900$ °С при временах выдержки от 30 до 300 с под давлением 30 МПа. Скорость нагревания при температурах выше 1000 °С составляла 30 град/с.

Фазовый состав исследовался методом рентгенофазового анализа на установке ДРОН – 3 (медное излучение), структура изучалась методом оптической микроскопии (МИМ – 8); микротвердость и трещиностойкость измерялась на приборе ПМТ – 3 при нагрузках 1 Н и 110 Н соответственно.

Показано, что при нагревании до соответствующей температуры горячего прессования наличие в прессовке расплавленного кремния существенно интенсифицирует процессы уплотнения порошков и повышает скорость взаимодействия карбидов титана и бора, которое сопровождается образованием диборида титана, карбида кремния и выделением в межзеренное пространство свободного углерода. Образующиеся тугоплавкие соединения кластеризируются на начальных этапах процесса в виде наноразмерных зародышей, создавая основу для формирования ультрамикродисперсной структуры материала. Формированию такой структуры также способствует выделение свободного углерода, который, выходя на границы зерен, подавляет рекристаллизационные процессы.

В результате реализации описанного механизма удалось получить материал с нулевой пористостью при температуре 1800 °С в течении всего лишь 60 с. Ультрадисперсная структура полученного композита обуславливает его высокие механические характеристики: трещиностойкость на уровне 10 МПа*м^{0,5} и микротвердость 24 ГПа.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ БЕСКОНТАКТНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ TiC И B₄C

Чорнобук С. В.¹, Попов А. Ю.², Макара В. А.², Когутюк П. П.², Казо И. Ф.¹

¹ Учебно-научный центр «Физико-химическое материаловедение» Киевского национального университета имени Тараса Шевченко НАНУ, Киев, Украина,
chornobuk@ua.fm

² Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина,
all_popov@bigmir.net

Исследованы закономерности бесконтактного взаимодействия между карбидом бора и карбидом титана в температурном интервале 1100 – 1900 °С в разных средах (воздух, аргон, вакуум).

Методика эксперимента. Порошки карбида бора и карбида титана предварительно компактировались при температуре 1200 °С и давлении 10 МПа. Поверхности полученных образцов подвергали шлифованию и очистке ацетоном. Образцы отжигали при разных и в разных средах температурах на протяжении 5 мин. Расстояние между поверхностями B₄C и TiC было 2 мм. На рис.1 представлена принципиальная схема эксперимента. Фазовый состав поверхностей образцов после высокотемпературной обработки изучали с помощью методов рентгеноструктурного анализа.

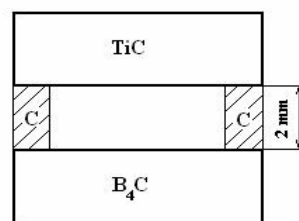


Рис. 1. Схема эксперимента.

Процесс образования диборида титана на воздухе начинается при температурах свыше 1300 °С. При отсутствии атмосферы взаимодействие начинается при более низких температурах и проходит более интенсивно. Процентное соотношение фаз TiB₂:TiC не зависит от типа газа и оказывается существенно большим после прогревания пластин в вакууме, что ставит под сомнение предположение [1] о важности наличия кислорода в качестве активатора процессов распада B₄C и транспорта бора к поверхности TiC.

Обращает на себя внимание тот факт, что атомы углерода не покидают карбидоборной пластины, формируя графитовую структуру. В то же время линии графита на рентгенограммах поверхности TiC не замечены ни в одном из экспериментов, что свидетельствует о рентгеноаморфном состоянии углерода, образующегося в результате синтеза TiB₂.

Таким образом взаимодействие TiC и B₄C начинается с сублимации бора из его карбида. После попадания атомов бора на поверхность TiC происходит формирование борида титана и выделение углерода. Существенное увеличение скорости реакции в вакууме позволяет предположить, что лимитирующим процессом является выделение атомов бора с поверхности B₄C (облегчающееся в отсутствие атмосферы) и, следовательно, для интенсификации взаимодействия необходимо в первую очередь создавать условия для понижения стабильности карбида бора.

1. Притула А.О., Погрелюк І.М., Федірко В.М. Вплив ступеня розрідження кисню в середовищі на взаємодію карбіду бору з титановими сплавами. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. - №1. – с. 80 – 84.

КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ В СИСТЕМЕ Ti–Al–B₂O₃

Попов А. Ю., Чорнобук С. В., Мисник А. Ю., Маркив В. Я.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко

all_popov@bigmir.net,

elgomanza@inbox.ru

Исследованы фазовые превращения, происходящие при спекании порошков Ti, Al и B₂O₃ в интервале температур 700⁰С ÷ 1400⁰С.

При нагревании смеси порошков титана и оксида бора (состав шихты Ti (63%) – B₂O₃ (37%)) до температуры выше 700⁰С рентгеновский фазовый анализ фиксирует исчезновение исходных фаз и образование TiO₂. Повышение температуры до 1200⁰С приводит к формированию фазы TiB₂ вследствие взаимодействия оксида титана с бором. При температуре 1400⁰С содержание синтезированного борида не превышает 20 масс. %.

На следующем этапе исследовалась система порошков Al (54%) – B₂O₃ (46%). Рентгенофазовый анализ спеченных образцов показал формирование фазы Al₂O₃ при температуре 1000⁰С, что на 200⁰С ниже, чем температура начала образования диборида титана в предыдущей системе. Таким образом было выдвинуто предположение о том, что алюминий, при введении его в шихту Ti–B₂O₃, оттянет на себя кислород и интенсифицирует процесс синтеза TiB₂.

В дальнейшем проводилось изучение закономерностей фазообразования в системе Ti (28%) – Al (31%) – B₂O₃ (41%). Механизм протекания химического взаимодействия представляется следующим. При температуре 450⁰С начинается плавление оксида бора и зерна титана и алюминия оказываются в окружении жидкой фазы. При повышении температуры до 660⁰С происходит плавление алюминия и диффузия его атомов в зерна титана, что приводит к образованию на их поверхности слоя интерметаллида TiAl₃. При температуре 1000⁰С начинается взаимодействие TiAl₃ с расплавом оксида бора, которое приводит к формированию TiB₂ и Al₂O₃ согласно условному уравнению реакции:



Атомы алюминия, выделяющиеся в процессе данной реакции, диффундируют вглубь зерен через слой интерметаллида и взаимодействуют с титаном во внутренних областях. Таким образом, происходит постепенное обогащение алюминием внутренних участков титановых зерен, что в последствии облегчает взаимодействие титана с оксидом бора. Следует отметить, что реакция синтеза TiB₂ в тройной системе протекает полностью за 1 минуту при температуре 1400⁰С.

На основании полученных результатов был подобран режим и синтезирован метало-керамический композит состава Ti–Al₂O₃–TiB₂, микротвердость которого составляет (10 ± 1) ГПа, превышая микротвердость титана более, чем в 5 раз.

МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ ЛОКАЛЬНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Алексеева Л. Е., Панкова М. Н., Смирнов О. М.

ФГУП ЦНИИЧМ им. И.П.Бардина, Москва,
pankovam@mtu-net.ru

Склонность сталей к хрупкому разрушению определяется в основном уровнем остаточных микронапряжений и неоднородностью их распределения. В локальных объемах реальных сталей и сплавов, на несколько порядков меньших размера зерен, микронапряжения могут значительно превышать средний уровень. Локальные пиковые микронапряжения являются потенциальными очагами хрупкого разрушения, особенно усталостного, так как при внешнем воздействии в упругой области, суммируясь с внешними напряжениями, могут достигать значений теоретической прочности, приводя к образованию микротрещин. Релаксация локальных микронапряжений повышает сопротивление сталей к хрупкому разрушению.

В настоящей работе исследован механизм релаксации микронапряжений в холоднокатаной *трип-стали* 23X15H5M3ГС, применяемой для торсионов втулки несущего винта вертолета, и в закаленном *модельном аустенитном сплаве* H30,4. В качестве релаксационной использована приобретающая все большую известность обработка поверхности изделий ультразвуком в сочетании с обдувкой шариками –УЗПО. Образцы подвергали УЗПО при комнатной температуре по определенным режимам, после чего исследовали их состояние рентгеноструктурным методом и методом электронной дифракционной микроскопии на просвет. По дифрактограммам интерференционных линий $(211)_\alpha$ и $(311)_\gamma$ оценивали фазовый состав, средний уровень микронапряжений, размер областей когерентного рассеяния, плотность дислокаций и локальную концентрацию микронапряжений.

УЗПО *трип-стали* вызывает релаксацию локальных пиковых микронапряжений. С наибольшим эффектом процесс идет в первую минуту воздействия. Повышение объемной доли α –мартенсита, размеры (100–200нм) пластинок и их упорядоченное расположение позволяют утверждать, что в процессе УЗПО в местах локальных пиковых микронапряжений образуется мартенсит деформации. Значение локальной концентрации микронапряжений прямо пропорционально количеству образовавшегося в процессе УЗПО мартенсита. С увеличением времени УЗПО в аустените холоднодеформированной ленты появляется ячеистая дислокационная структура. Образец разрушается через 6 мин УЗПО, когда исчерпывается превращение аустенита в мартенсит.

После закалки *модельный сплав* имел близкий к равновесному средний уровень микронапряжений, но содержал высокую концентрацию локальных пиковых напряжений. УЗПО сплава в интервале времени от 20 сек до 1 мин. приводит к резкому снижению локальной концентрации напряжений, а к 2 мин она становится равной нулю. Одновременно величина физического уширения интерференционной линии повышается, достигает максимума и падает, оставаясь на уровне значительно выше исходного состояния. По мере увеличения времени УЗПО в аустените происходит рост общей плотности дислокаций, активизация процессов их перемещения, распределения и взаимодействия в локальных микрообъемах. Через 2 минуты УЗПО в аустените формируется ярко выраженная ячеистая структура со средним размером ячеек 1,0÷1,5 мк. Эта структура очень устойчива, она сохраняется практически в неизменном виде на протяжении 1ч. УЗПО. Мартенситное превращение начинается только тогда, когда локальная концентрация напряжений снижается до нуля. Крупные размеры и особенности тонкой структуры позволяют

утверждать, что под действием УЗПО в сплаве образуется мартенсит напряжений, а не мартенсит деформации.

Выводы. УЗПО вызывает релаксацию локальных пиковых микронапряжений. Она осуществляется путем: а) размножения дислокаций и образования ячеистой дислокационной структуры б) микропластической деформации за счет образования мартенсита деформации в местах локальных пиковых напряжений; в) образования и развития микротрещин в случае исчерпания превращения аустенита в мартенсит.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Sn–Zn

Богачева О. А., Ростовцев Р. Н.

Тульский государственный университет, Тула, Россия
romarost@rambler.ru

Многие сплавы на основе меди имеют широкое техническое применение, например, в качестве припоев, не содержащих свинца. В этих материалах при термообработке происходят фазовые превращения, в частности, мартенситного типа, приводящие к получению материала в неравновесном (закаленном состоянии). Термодинамическое исследование таких сплавов необходимо в практическом отношении для установления оптимальных режимов их эксплуатации и оценки склонности к релаксации. В качестве объекта исследования был выбран сплав тройной системы

Cu–87.1%, Sn–8.8%, Zn–4.1% (ат.%), который характеризуется наличием мартенситного превращения $\alpha \rightarrow \beta''$. Часть образцов подвергали отжигу в течение 4 часов при 300 °С, другую – закалке от 700 °С в воду, с последующим охлаждением в жидком азоте для инициирования и возможно более глубокого протекания мартенситного превращения. Отожженные и закаленные образцы имели двухфазную структуру: отожженный – $\alpha + \delta$ (8 объемных % δ - фазы); закаленный - $\alpha + \beta''$ (8 объемных % мартенситной β'' - фазы).

Химические потенциалы ($\Delta\mu_i$) всех трех компонентов закаленных и отожженных сплавов системы Cu–Sn–Zn определены методом и мгновенного фиксирования ЭДС [1] при комнатной температуре. Рассчитаны энергии Гиббса их образования из компонентов ($\Delta_f G$) и прямая разность энергий Гиббса закаленных (1) и отожженных (2) сплавов (ΔG^{1-2}), одного и того же химического состава, составившая 710 ± 50 Дж/моль. Данная величина в пределах погрешности согласовалась с разностью энергий Гиббса образования ($\Delta_f G_m - \Delta_f G_{\text{отожж}}$) сплавов, содержащих мартенситную фазу, и отожженных образцов.

Меньшая термодинамическая стабильность (повышенное значение энергии Гиббса) закаленного «мартенситного образца по сравнению с отожженным (приближенным к равновесному состоянию) связана с положительным «нехимическим» вкладом упругих напряжений и дефектов в энергию Гиббса неравновесных закаленных сплавов. Сравнение полученных значений термодинамических характеристик с другими системами [2] позволяет отнести мартенситное превращение в системе Cu–Sn–Zn к превращениям с большим температурным гистерезисом, протекающим как фазовый переход I рода.

1. Морачевский А.Г., Воронин Г.Ф., Куценко И.Б., Гейдерих В.А.. Электрохимические методы в термодинамике металлических систем. М.: ИКЦ «Академкнига». 2003. С.334.
2. Удовенко В.А., Маркова Г.В., Ростовцев Р.Н. Сплавы системы Mn-Cu. Структура, свойства. Тула: Гриф и К. 2005. С.152.

**ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСИ ЖЕЛЕЗА НА СТРУКТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ
ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПОДАВЛЕНИЕ ПОЛИМОРФИЗМА В СОЕДИНЕНИИ
 $\text{LaMn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{O}_{3+\delta}$ ($x = 0.015 - 0.5$)**

Седых В. Д., Шехтман В. Ш.

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

В перовскитном оксиде $\text{LaMnO}_{3+\delta}$ в зависимости от условий синтеза и термообработки образуется серия структурных модификаций, основными из которых можно назвать две орторомбические фазы $PnmaI$ и $PnmaII$ (общая пр. гр. $Pnma$) и ромбоэдрическую фазу (пр. гр. $R-3c$) [1]. Кроме того, ранее нами было показано, что при термообработке в вакууме и на воздухе в соединении происходят обратимые фазовые переходы [2].

Легирование в позициях катионных составляющих активно влияет на структуру и, соответственно, на основные физические свойства манганита лантана, поскольку структурные и физические свойства в манганитах лантана коррелируют между собой (сильное взаимодействие решеточной и электронной подсистем).

Методами мессбауэровской спектроскопии и рентгеновской дифракции исследованы динамика фазовых переходов и подавление полиморфизма в соединении $\text{LaMn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{O}_{3+\delta}$ в зависимости от содержания примеси Fe, замещающей катионы марганца.

Примесь железа оказывает активное воздействие на полиморфные превращения манганита. При малом содержании примеси Fe (до 10 ат.%) формируется каждая из указанных модификаций и, как следствие, реализуются соответствующие полиморфные превращения при термообработке. При введении железа в пределах фазы $PnmaII$ происходит локальное формирование фазы $PnmaI$, количество которой растет с ростом концентрации Fe, и соответственно количество фазы $PnmaII$ начинает заметно уменьшаться. В области 10 ат.% Fe орторомбическая фаза $PnmaII$ не формируется. Дальнейшее увеличение концентрации Fe приводит к подавлению ромбоэдрической модификации. При достижении 50 ат.% Fe фаза $R-3c$ не образуется, сохраняется единственная модификация $PnmaI$, которая стабильна при всех режимах термообработки.

На основании полученных экспериментальных данных проведен анализ динамики структурных превращений и подавления полиморфизма в соединении $\text{LaMn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{O}_{3+\delta}$ ($x = 0.015 - 0.5$) с увеличением концентрации примеси железа. Показано, что механизмы подавления полиморфизма в фазах $PnmaII$ и $R-3c$ за счёт легирования различные. Для $PnmaII$ – увеличение содержания Fe сопровождается локальным нарушением эффекта Яна-Теллера, т.е. введение не ян-теллеровского иона Fe^{3+} в окружение ян-теллеровского иона Mn^{3+} приводит к локальному разрушению упорядочения орбиталей. Для фазы $R-3c$ определяющим является уменьшение концентрации ионов Mn^{4+} при возрастании содержания Fe (в фазе $R-3c$ содержание Mn^{4+} составляет от 20 до 30 ат.%).

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 06-02-16535, и Программы РАН «Квантовая макрофизика».

1. Q. Huang, A. Santoro, J.W. Lynn, R.W. Erwin, J.A. Borchers, J.L. Peng, R.L. Greene, Phys. Rev. B. 55 (1997) 14987.
2. V. Sedykh, V.Sh. Shekhtman, I.I. Zverkova, A.V. Dubovitskii, V.I. Kulakov, Physica C 433 (2006) 189.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Семенова Л. М., Власова И. В., Бахрачева Ю. С.*

Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия

* Волгоградский институт бизнеса, г. Волгоград, Россия

Kobceva-Inna@yandex.ru

При использовании термоциклической обработки для повышения комплекса физических и механических свойств конструкционных сталей с изменением числа термоциклов происходит самопроизвольное возникновение новых структур вследствие неравновесных фазовых переходов. Эти переходы соответствуют переходам системы через точки бифуркационной неустойчивости. Последовательность кинетических переходов следует рассматривать как процесс самоорганизации системы, происходящий при изменении внешних параметров.

В материаловедении термоциклическую обработку можно рассматривать как способ получения диссипативных структур и повышения комплекса свойств. Диссипативную структуру принято описывать с применением математического аппарата фрактальной геометрии, используя правило золотой пропорции

$$X^{P+1} - X^P - 1 = 0, \quad (1)$$

где P – степень уравнения.

В работах последних лет В.С. Ивановой [1], В.Е Панина [2] и др. показано, что правило золотого сечения соблюдается при формировании фрактальных диссипативных структур во время кинетического фазового перехода в открытых нелинейно неравновесных системах при сильном энергетическом воздействии, поэтому фрактальные диссипативные структуры можно выявить с помощью расчета.

В работе анализировались неравновесные фазовые переходы в конструкционной стали 35Х при термоциклическом воздействии с применением математического аппарата фрактальной геометрии. Использование правила золотой пропорции при анализе формирующихся структур позволяет определять меру устойчивости неравновесной системы и условия прохождения неравновесных фазовых переходов.

Термоциклическая обработка осуществлялась по схеме 840 – 450°C. Произведен расчет меры устойчивости системы через критические значения управляющего параметра в предыдущих и последующих точках бифуркации. Расчеты проводились по методике, предложенной В.С. Ивановой [1,3] с определением функции самоподобия (F), меры адаптации системы (Am), меры неустойчивости системы (Δ_i) и показателем последовательности достижения порогов устойчивости (m). Расчеты выполнялись по значениям микротвердости и величине аустенитного зерна.

В ходе расчетов было получено, что в 5 цикле при нагреве произошел неравновесный фазовый переход (т.е. произошла самоорганизация системы), в этом случае значения меры устойчивости системы $\Delta_i = 0,380$, $Am = 0,79$ при $m = 4$, $p = 3$. Это соответствует получению фрактальных структур и самоорганизации системы во время термоциклической обработки.

1. Иванова В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. – М.: Наука, 1992
2. Панин В.Е., Панин А.В. Фундаментальная роль наномасштабного структурного уровня пластической деформации твердых тел // МиТОМ, №2, 2006
3. Иванова В.С. Перспективы использования синергетического подхода в решении проблем наноматериаловедения // МиТОМ, №7, 2005

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ ИЗ МОЛИБДЕНА И ТАНТАЛА

Мейснер Л. Л., Лотков А. И., Нейман А. А., Мейснер С. Н.,
Прозорова Г. В., Дементьева М. Г.

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

Никелид титана и его сплавы хорошо известны и широко изучены как представители класса материалов с мартенситными превращениями, проявляющих эффекты сверхэластичности и памяти формы. Величина деформации, которую данные материалы способны возвращать без накопления дефектов, может достигать 10 % и сопоставима с эластичностью живой ткани. Наличие значительного количества никеля в этих сплавах заставляет искать способы создания для них поверхностных барьерных слоев, которые должны удовлетворять, как правило, двум важным условиям – не приводить к ослаблению эффектов сверхэластичности или памяти формы и удовлетворять условиям биосовместимости с живыми тканями.

В настоящее время отмечается бурное развитие ионно- и электронно-лучевых технологий нанесения покрытий и модификации поверхности материалов. В этой связи особое значение приобретают исследования, связанные с изучением структуры и свойств синтезированных этими методами градиентных композиционных систем. Современное состояние дел показывает, что использование нано- и субмикроструктурных покрытий различного химического состава эффективно повышает усталостные, трибологические, коррозионные свойства материалов. Это дает основания для распространения их использования на материалы с эффектами сверхэластичности и памяти формы. Однако при выборе способов воздействий и размеров наносимых покрытий следует учитывать, при этом, что наличие поверхностных покрытий или модифицированных слоев может привести к ослаблению таких эффектов.

В работе приведены результаты исследований структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях никелида титана с покрытиями из металлических пленок, нанесенных методом магнетронного напыления и, затем, модифицированных ионно- и/или электронно-лучевыми воздействиями и их влияния на физико-механические свойства никелида титана – микротвердость, модули упругости и их градиент по глубине композиционной системы «пленка – подложка», эффекты сверхэластичности и памяти формы.

Исследованы особенности тонкой атомно-кристаллической структуры материала в покрытии и в слоях подложки, прилежащих к нему. Определен характер микродеформации кристаллических структур материалов покрытий и основы из никелида титана, изучены закономерности ее изменения по толщине покрытия. Кристаллическая структура В2 фазы никелида титана в области, сопряженной с покрытием, имеет увеличенный параметр элементарной ячейки. Установлено, что образцы с покрытиями из тантала характеризуются большими значениями твердости, чем образцы с покрытиями из молибдена и характеризуются большей хрупкостью и меньшей адгезионной прочностью, по сравнению с покрытиями из молибдена. Показано, что механическая и адгезионная прочность покрытий зависит от химического состава пленки и толщины покрытия, а также может быть контролируемо изменена с помощью методов ионно-лучевой модификации поверхности.

ТВЁРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОПЛЁНКАХ: Fe – Ni СИСТЕМА

Мягков В. Г., Быкова Л. Е., Жигалов В. С., Бондаренко Г. Н.*

Институт физики им. Л.В.Киренского СО РАН, Красноярск, Россия

** Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск, Россия*

miagkov@iph.krasn.ru

Процессы массопереноса при твёрдофазных превращениях играют основную роль в образовании микроструктуры материалов. Разрывы химических связей, перегруппировка атомов и синтез являются основными сценариями реакций и структурных фазовых переходов.

Многочисленные исследования показывают, что в двухслойных и мультислойных плёнках с нагревом при некоторой температуре образуется фаза продуктов реакции, которая называется первой. Далее с повышением температуры отжига происходит последовательное образование новых фаз, с формированием фазовой последовательностью. Нами показано, что существует взаимно однозначное соответствие между последовательностью образования фаз с повышением температуры отжига в тонких двухслойных плёнках и структурными превращениями в соответствующей бинарной системе. И предложено следующее правило первой фазы.

1. Первой фазой, образующейся на границе раздела плёнок, является фаза, которая на диаграмме состояния фазового равновесия имеет минимальную температуру T_K структурного фазового превращения.
2. Температура инициирования T_0 твёрдофазного синтеза совпадает с температурой T_K структурного фазового превращения ($T_0 = T_K$).

Хорошо известно, что образование мартенситной фазы идёт из аустенитной путем кооперативного сдвига атомов в пределах решётки в определённой плоскости без нарушения химической связи. Такой механизм твёрдофазных превращений не допускает массопереноса при температуре мартенситного перехода. Однако, в работах [1, 2] ясно показано, что на границе раздела Ti/Ni, Au/Cd, Ni/Al наноплёнок мартенситные фазы образуются при температуре старта обратного мартенситного превращения A_S в B2-NiTi, B2-AuCd, B2-NiAl фазах ($T_0 = A_S$), что предполагает значительный перенос реагентов при этой температуре. Другими словами мартенситные фазы являются первыми фазами, формирующимися на Ti/Ni, Au/Cd, Ni/Al интерфейсах.

Исследование твёрдофазного синтеза в эпитаксиальных Ni(001)/Fe(001) и в Ni/Fe(001), Ni/Fe тонких плёнках [3,4] показали формирование фазовой последовательности Ni/Fe \rightarrow ($\sim 350^\circ\text{C}$) Ni₃Fe \rightarrow ($\sim 450^\circ\text{C}$) NiFe \rightarrow ($\sim 550^\circ\text{C}$) Fe₃Ni_{par} с увеличением температуры отжига. В инварной области Fe₃Ni_{par} фаза с температурой инициирования $\sim 550^\circ\text{C}$ растёт на границе раздела Fe и NiFe слоев. Изучение обратимого мартенситного Fe₃Ni_{par} \leftrightarrow α' перехода показало, что температура инициирования Fe₃Ni_{par} фазы совпадает с температурой обратного мартенситного $\alpha' \rightarrow$ Fe₃Ni_{par} перехода ($A_S = T_0 \sim 550^\circ\text{C}$). То есть, мартенситная α' и аустенитная Fe₃Ni_{par} фазы являются третьими фазами, формирующимися на Ni/Fe интерфейс.

1. Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Бондаренко Г.Н. ДАН. **388(1)** (2003) 46-50;
2. Мягков В.Г., Быкова Л.Е. ДАН. **396(2)** (2004) 187- 190;
3. V.G. Myagkov, V.C. Zhigalov, L.E. Bykova, G.N. Bondarenko, J. Magn. Mater. **305(2)** (2006) 334-545;
4. Myagkov V.G., Zhigalov V.C., Bykova L.E., Bondarenko G.V., Bondarenko G.N., J. Magn. Mater., **310(2)** 2007 126 – 130.

ЛИНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В КРЕМНИЕВЫХ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИЯХ

Бахрушин В. Е.

Классический частный университет, г. Запорожье
Vladimir.Bakhrushin@zhu.edu.ua

В работе изучены некоторые особенности формирования линий скольжения в кремниевых эпитаксиальных композициях.

Линии скольжения в кремниевых композициях можно выявлять различными методами. Металлографически они проявляются после селективного травления в виде цепочки дислокационных ямок травления. При визуальном наблюдении или исследовании с помощью интерференционного микроскопа они имеют вид макроскопической ступеньки на поверхности эпитаксиального слоя, идущей в том же направлении. Полученные нами результаты показывают отсутствие однозначного соответствия между наличием макроскопических ступенек сдвига и металлографически выявляемых линий скольжения. Часто наблюдаются линии скольжения, для которых высота ступеньки меньше предела чувствительности интерферометра Линника. Вместе с тем, в отдельных случаях на поверхности имеются макроскопические ступеньки сдвига, в области которых при селективном травлении дислокационные ямки и другие фигуры травления не выявляются. Показано, что причиной этого являются кристаллографические особенности рассматриваемых дефектов.

Появление макроскопической ступеньки при скольжении обусловлено тем, что каждая из скользящих дислокаций при выходе на поверхность создает элементарный сдвиг, величина которого равна проекции вектора Бюргерса на направление нормали к поверхности. Цепочка дислокационных ямок травления в области линии скольжения будет образовываться, если дислокации имеют достаточно высокий угол наклона к поверхности. Приведенный ниже анализ показывает, что кристаллографические условия формирования ступенек и цепочек дислокационных ямок в общем случае не совпадают.

Нами было исследовано также распределение дислокаций в линии скольжения и соотношение между истинной высотой ступеньки сдвига и расчетной, определяемой по числу дислокаций, прошедших через точку, в которой проводились измерения. Высоту ступеньки сдвига измеряли с помощью интерференционного микроскопа, а также рассчитывали как произведение числа дислокаций, прошедших через рассматриваемую точку линии скольжения, на величину элементарного сдвига D .

Расчетные значения оказываются существенно меньше измеренных. Такая закономерность противоположна тому, что наблюдается при низкотемпературном скольжении в щелочно-галогидных кристаллах. Согласно данным Б.И. Смирнова, при низкотемпературной деформации происходит размножение скользящих дислокаций, сопровождающееся образованием дислокационных диполей. Поскольку дислокации, входящие в диполь, при скольжении дают равные по величине, но противоположно направленные сдвиги, ступенька, которая образуется на поверхности образца в результате скольжения, имеет меньшую высоту, чем величина, получаемая умножением элементарного сдвига на полное число дислокаций, прошедших через точку, в которой производится измерение. В нашем случае, очевидно, наблюдаемое число дислокаций меньше истинного числа дислокаций, участвовавших в скольжении. Можно предположить, что протекает параллельный процесс, приводящий к аннигиляции дислокаций при эпитаксиальном осаждении, преобладающий над процессом их генерации и формирования дислокационных диполей.

ЭФФЕКТ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Mn-Cu

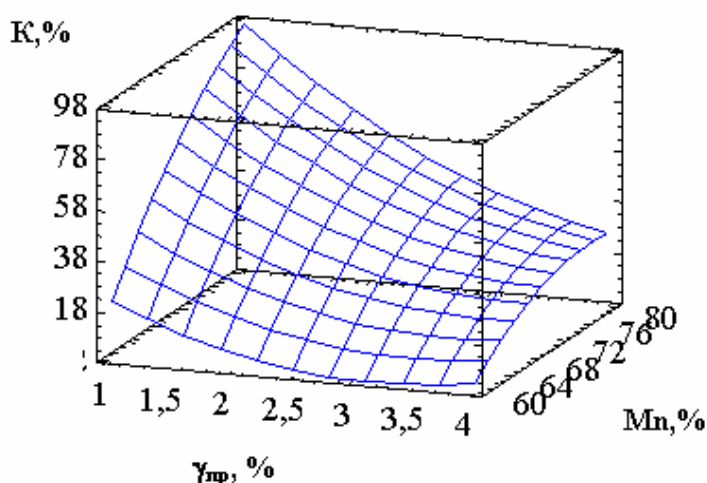
Маркова Г. В.

Тульский государственный университет, Тула, Россия

galv.mark@rambler.ru

Сплавы системы Mn–Cu обладают уникальным обратимым эффектом запоминания формы (ЭЗФ) и выгодно отличаются от сплавов Ti–Ni меньшей чувствительностью параметров формовосстановления к составу и меньшей стоимостью; температуры формовосстановления в них легко регулируются режимом старения.

Изучали влияние предварительной деформации и термической обработки на параметры ЗФ широкого спектра сплавов системы Mn–Cu – Mn45Cu55, Mn60Cu40, Mn75Cu25, Mn80Cu20, а также легированные Cr и Ni сплавы на основе бинарного сплава Mn80Cu20. Измерение характеристик ЭЗФ проводили на модифицированном релаксаторе РКМ-ТПИ при кручении образца. После деформирования на $\gamma_{пр}$ образец нагревали, и по углу раскручивания определяли характеристики формовосстановления – упругую (γ_y), восстановленную (γ_v), невосстановленную ($\gamma_{нв}$), обратимую деформации ($\gamma_{обр}$), коэффициент формовосстановления (K), а также температуры начала и конца мартенситных превращений (M_n , M_k , A_n , A_k).



На основе экспериментальных результатов получены модели, описывающие влияние изученных факторов: содержание марганца, степень предварительной деформации (от 1 до 4%), продолжительности старения (от 3 до 8 час при 400 °С) на характеристики формовосстановления. Анализ полученных моделей показал, что основным фактором, определяющим величину коэффициента формовосстановления, восстановленной и обратимой деформации является содержание Mn в сплаве (рис.).

Второй по значимости фактор – степень предварительной деформации $\gamma_{пр}$. Накопление невосстановленной деформации скольжением начинается уже при деформациях менее 2%. Продолжительность старения в исследованном интервале $\tau_{выд}$ влияет незначительно, однако максимальные значения параметров ЗФ получены после 4-часового старения.

Обнаружено влияние предварительного деформирования на характеристические температуры МП, заключающееся в расширении температурного интервала превращения A_n – A_k , в основном, за счет смещения A_k . Определена термочувствительность исследованных сплавов. Показано, что наилучшим комплексом функциональных свойств обладает сложнoleгированный сплав Mn80Cu13Cr3Ni4.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 08-08-99048

ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Fe–Mn–Si

Маркова Г. В.¹⁾, Лабзова Л. В.¹⁾, Головин И. С.²⁾, Siemers С.³⁾, Goken J.⁴⁾

¹⁾ Тульский государственный университет, Тула, Россия

²⁾ Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

³⁾ Institute of Materials, Technical University of Braunschweig, Germany

⁴⁾ Institute of Maritime Studies, University of Applied Sciences, Leer, Germany

galv.mark@rambler.ru

Сплавы системы Fe–Mn относятся к материалам с высокой демпфирующей способностью, обусловленной фазовым переходом $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ мартенситного типа. Превращение характеризуется сравнительно небольшим гистерезисом и объемными изменениями. Эти признаки позволяют предположить термоупругий характер превращения, что делает возможным рассмотреть сплавы Fe–Mn, как перспективные недорогие материалы с памятью формы. Легирование элементами замещения, в частности, кремнием, может изменить характер превращения и повлиять на признаки термоупругости перехода. Целью данной работы является исследование мартенситного превращения (МП) в системе Fe–Mn методами внутреннего трения (ВТ) и влияние на него легирования кремнием.

Исследовали сплав Fe–23Mn и Fe–26Mn–3Si в отожженном состоянии. Измеряли температурные зависимости (нагрев и охлаждение) внутреннего трения (ТЗВТ) и резонансной частоты (f^2) при частотах колебаний 2 Гц и 500 Гц. Использовали металлографический и дифференциальный калориметрический анализ.

На ТЗВТ сплава Fe–23Mn в области температур 250–300 °С обнаружен максимум ВТ мартенситной природы. Обусловленность пика мартенситным превращением подтверждается независимость его температурного положения от частоты, формированием перегиба на ТЗ f^2 и значительными термическими эффектами. Определен термический гистерезис превращения, который составляет ~220 °С для сплава Fe–23Mn и 140 °С для Fe–26Mn–3Si.

Исследовано влияние скорости изменения температуры (от 1 до 3,5 °С/мин) и частоты (от 1 до 3 Гц) на площадь максимума ВТ. Показана зависимость ВТ от комплексного параметра, отражающего условия измерения – $\dot{T}/\omega\sigma_0$, где $\dot{T} = dT/dt$ – скорость изменения температуры, ω – угловая частота, σ_0 – амплитуда напряжений. Измерение амплитудных зависимостей показало значительную зависимость ВТ от приложенных напряжений. Такое поведение ВТ соответствует модели Gremaud et al., предложенной для описания рассеяния энергии, обусловленного термоупругим МП.

Термическое циклирование в окрестности точек мартенситного превращения приводит к смещению температур перехода и расширению интервала как прямого, так и обратного превращения. Тепловой эффект при этом несколько уменьшается по величине, но высота максимума ВТ меняется мало. Микроструктура тройного сплава аналогична типичной структуре железо-марганцевых сплавов и представляет собой пластины ϵ -мартенсита, четко ориентированные под углом 60° друг относительно друга.

Проведенные исследования показали, что превращение в исследованных сплавах имеет термоупругий характер, причем в сплаве Fe–26Mn–3Si более выражены признаки фазового перехода второго рода по сравнению с двойным сплавом. Тройной сплав демонстрирует меньшую величину термического гистерезиса, более значительное изменение упругих констант в точке превращения, меньший тепловой эффект превращения.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 08-08-99048

СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА-ПЕТЧА В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И КВАЗИОДНОФАЗНЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Нохрин А. В.¹⁾, Чувильдеев В. Н.¹⁾, Копылов В. И.²⁾

¹⁾ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Н.Новгород, Россия

²⁾ Физико-технический институт Национальной академии наук р. Беларусь, г. Минск, р.Беларусь
nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты экспериментальных исследований предела макроупругости σ_0 и предела текучести σ_T nano- и микрокристаллических (НМК) металлов технической чистоты (медь, никель, железо, титан) и квазиоднофазных сплавов (алюминиевые сплавы (АМг6, 1575), магниевые сплавы (МА2-1, AZ91, МА14)), структура которых сформирована методом многоциклового равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что в НМК-РКУП металлах наблюдаются высокие значения σ_0 и низкие, по сравнению с обычными значениями, коэффициенты зернограницного упрочнения K в соотношении Холла-Петча: $\sigma_T = \sigma_0 + K \cdot d^{-1/2}$. Описаны результаты экспериментальных исследований влияния изотермических отжигов на механические свойства НМК-РКУП металлов. Показано, что зависимость предела макроупругости σ_0 и коэффициента K от температуры отжига зависит от характера процессов рекристаллизации. В случае, когда в НМК-РКУП металлах имеет место аномальный рост зерен при отжиге наблюдается эффект аномального упрочнения и немонотонная зависимость коэффициента K от температуры отжига. В случае, когда процесс рекристаллизации в НМК-РКУП металлах носит обычный характер, наблюдается монотонное уменьшение σ_0 и увеличение K при повышении температуры отжига.

В работе описана модель, позволяющая рассчитывать параметры соотношения Холла-Петча (величину коэффициента зернограницного упрочнения K и напряжение σ_0) для nano- и микрокристаллических металлов, полученных методами интенсивного пластического деформирования. В основе модели лежит предположение о том, что величина напряжения течения в nano- и микрокристаллических металлах полученных методом РКУП наряду с обычными вкладами (вкладом решеточных дислокаций, атомов примесей и т.д.) содержит вклад, связанный с напряжениями, создаваемыми распределенными на границах зерен дефектами, возникающими при формировании структуры этих материалов. Получены выражения, позволяющие рассчитать параметры соотношения Холла-Петча от степени и скорости предварительной деформации. Показано качественное соответствие результатов теоретических расчетов с экспериментальными данными.

Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты 06-08-01119а, 08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи), НОЦ ФТНС ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), фонду «Интелс» (грант №54-08-02).

ВЛИЯНИЕ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРЫ НА ОПТИМАЛЬНУЮ ТЕМПЕРАТУРУ СПЕКАНИЯ ВОЛЬФРАМОВЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ ВНЖ

Нохрин А. В.¹⁾, Чувильдеев В. Н.¹⁾, Баранов Г. В.²⁾, Белов В. Ю.²⁾, Лопатин Ю. Г.¹⁾, Мелехин Н. В.¹⁾

¹⁾ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Н.Новгород, Россия

²⁾ ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики», г.Саров, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе исследовано влияние размера частиц W–Ni–Fe на оптимальную температуру спекания сплавов ВНЖ, их структуру и механические свойства. В качестве объектов исследования выступали промышленные сплавы W–Ni–Fe (ВНЖ95) и W–Ni–Fe–Co (ВНЖК90). Изменение размеров частиц осуществляли методами механоактивации исходной крупнозернистой шихты W–Ni–Fe (образцы серии №1), а также путем добавления в исходную крупнозернистую шихту ультрадисперсных (УДП) частиц такого же состава, полученных методом плазмохимического синтеза и «золь-гель методом» и последующей механоактивацией (серия №2). Механоактивация шихты осуществлялась в шаровой мельнице при скорости вращения контейнера 100 об/мин. Время предварительной механоактивации варьировалось в интервале от 2 до 72 часов. Спекание образцов в среде водорода проводили в индукционно-водородной печи по двухступенчатому режиму – нагрев со скоростью 2.5 °С/мин до 950 °С, выдержка при этой температуре в течение 2 часов и нагрев до температуры спекания со скоростью 5 °С/мин. Температура 30-минутного спекания варьировалась в интервале от 1200 до 1500 °С.

Обобщение результатов исследований процесса спекания УДП сплавов системы ВНЖ показывает, что зависимость плотности образцов от температуры спекания трехстадийна и имеет максимум, соответствующий оптимальной температуре спекания ($T_{\text{опт}}$). Показано, что при увеличении времени предварительной механоактивации шихты оптимальная температура спекания сплава смещается от обычных значений ~1450-1500 °С в область более низких значений (после предварительной механоактивации длительностью 10 ч величина $T_{\text{опт}}$ оказывается менее 1300 °С). Аналогичный эффект обнаружен при введении УДП порошков в шихту крупнозернистого сплава. Показано, что введение в шихту нанодисперсных частиц NbC приводит к повышению плотности сплава во всем исследованном интервале температур спекания.

В работе предложена качественная модель процесса спекания ультрадисперсных сплавов системы W–Ni–Fe. Показано, что зависимость плотности от температуры спекания определяется протеканием двух конкурирующих процессов – процесса диффузионного массопереноса, приводящего к увеличению плотности сплава, и процесса роста зерен, приводящего к снижению плотности. На основе разработанной модели проанализировано влияние структуры УДП порошка на характер спекания сплава, а также изучен эффект замедления спекания вольфрамового сплава при введении в шихту нанодисперсного порошка NbC.

Авторы выражают признательность РФФИ (гранты 06-08-01119а, 08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи), НОЦ ФТНС ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) фонда U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), фонду «Интелс» (грант №54-08-02).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ЗАРОЖДЕНИЕ И РОСТ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

Нохрин А. В., Чувильдеев В. Н., Болдин М. С., Бутусова Е. Н., Чегуров М. К.,
Котков Д. Н., Кобычев Д. А., Козлова Н. А., Лопатин Ю. Г., Степанов С. П.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Н.Новгород, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований влияния напряжений на склонность сталей к зарождению и распространению трещин коррозионного растрескивания под напряжением (КРН). В качестве объектов исследования использовались образцы трубных сталей различного химического и фазового состава, изготовленные по технологиям горячей прокатки, нормализации и контролируемой прокатки.

Испытания на зарождение КРН-трещин проводились по схеме «трехточечный изгиб» в 0.1%-ном и 1%-ном водном растворе серной кислоты. В процессе эксперимента фиксировалось время инкубационного периода $\tau_{\text{инк}}$ при заданном уровне напряжения (σ), а также время дорастания трещины до заданного размера $\tau_5 \sim 100$ мкм. Исследования склонности сталей к распространению трещин проводились по схеме «консольный изгиб» в 3%-ном NaCl при статических и циклических нагрузках. Испытания проводились в интервале напряжений до предела текучести. На основе полученных результатов рассчитывалась скорость роста трещины $V_{\text{тр}}(\sigma)$.

Проведенные экспериментальные исследования процесса зарождения стресс-коррозионных трещин позволили установить, что время инкубационного периода $\tau_{\text{инк}}(\sigma)$ слабо зависит от величины приложенных напряжений. Время дорастания трещины до критического размера существенно зависит от величины растягивающих напряжений. При напряжениях меньших предела макроупругости ($\sigma < \sigma_0$), наблюдается уменьшение τ_5 ; при увеличении напряжения в области напряжений от предела макроупругости до предела текучести, наблюдается быстрый рост τ_5 с увеличением σ . При $\sigma > \sigma_T$ наблюдается монотонное уменьшение времени τ_5 с увеличением прикладываемых напряжений. Масштаб увеличения τ_5 на второй стадии ($\sigma_0 \leq \sigma \leq \sigma_T$) зависит от химического состава стали и ее структурного состояния (размера зерна и объемной доли карбидов, выделившихся по границам зерен феррита).

Исследования процесса распространения трещин показали, что зависимость длины трещины от количества циклов нагружения может быть разделена на две стадии. Число циклов до зарождения трещины $N_0(\sigma_a)$ монотонно спадает характер с увеличением амплитуды приложенного напряжения. Рассчитанная зависимость скорости роста трещины от напряжения $V_{\text{тр}}(\sigma)$, также двухстадийна: на первой стадии наблюдается медленный рост трещины с увеличением приложенного напряжения, а на второй стадии – быстрое разрушение стали при незначительном увеличении σ . Показано, что значения скорости роста коррозионной трещины при заданной амплитуде σ , а также число циклов нагружения до зарождения трещины зависят от химического состава и структурного состояния стали.

Для объяснения наблюдаемых зависимостей в работе предложена модель зарождения и распространения коррозионной трещины. В рамках предложенной модели предполагается, что скорость роста трещины контролируется скоростью пластической деформации в ее вершине. На основе разработанной модели проведена оценка величины энергии активации пластической деформации для сталей в различных структурных состояниях. Результаты расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПАРАМЕТРЫ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Чувильдеев В. Н.¹⁾, Грязнов М. Ю.²⁾, Сысоев А. Н.¹⁾, Копылов В. И.³⁾,
Щавлева А. В.¹⁾, Пирожникова О. Э.²⁾, Лопатин Ю. Г.¹⁾, Мелехин Н. В.¹⁾

¹⁾ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Н.Новгород, Россия

²⁾ Нижегородский филиал Института машиноведения РАН им. А.А. Благодрава, г. Н.Новгород, Россия

³⁾ Физико-технический институт Национальной академии наук р. Беларусь, г. Минск, р. Беларусь
metals@nifti.unn.ru

В работе описаны требования к оптимальным параметрам структуры сверхпластичных материалов (химическому и фазовому составу, степени однородности структуры, параметрам зеренной структуры, уровню неравновесности границ зерен). В работе предложена новая модель, позволяющая определять оптимальный размер зерна для нано- и микрокристаллических (НМК) материалов, деформируемых в условиях структурной и высокотемпературной сверхпластичности. Получено выражение, позволяющее оценивать оптимальный для сверхпластичности размер зерна в зависимости от скорости деформации, температуры и термодинамических параметров материала. Описана модель деформационного упрочнения при сверхпластичности НМК сплавов. Получены выражения, позволяющие рассчитывать зависимость напряжения течения от деформации при различных скоростях и температурах деформирования. Описана модель деформационного диспергирования структуры при равноканальном угловом прессовании (РКУП), позволяющая рассчитать зависимость предела диспергирования и уровня неравновесности границ зерен от температуры и скорости РКУП. В основе разработанных моделей лежат представления теории неравновесных границ зерен. На основе разработанных моделей показано, что для формирования НМК структуры с оптимальным комплексом пластических и прочностных свойств нет необходимости добиваться предельного измельчения структуры сплавов. Оптимальное сочетание прочности и пластичности в НМК материале обеспечивается только при определенных размерах зерен, заданных значениях уровня неравновесности границ зерен и в заданном температурно-скоростном режиме деформации.

В работе описаны результаты исследований сверхпластичности НМК-РКУП алюминиевых и магниевых сплавов. В качестве объектов исследования выступали промышленные алюминиевые (Al-Mg, Al-Si) и магниевые сплавы (Mg-Al, Mg-Zn) с различным содержанием легирующих элементов. Показано, что управляя режимами РКУП (температурой деформации, скоростью деформации и последовательностью кантовок), а также режимами последеформационной термической обработки в сплаве с известным химическим и фазовым составом можно сформировать НМК структуру, имеющую параметры (размер зерна, уровень неравновесности границ зерен, плотность и конфигурация дислокаций), обеспечивающую оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств материала.

Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты 06-08-01119а, 08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи), НОЦ ФТНС ННГУ, программе «BRHE», фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/ВРЗС01), фонду «Интелс» (грант №54-08-02).

ПРЕДЕЛ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ЗЕРЕН ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Чувильдеев В. Н.¹⁾, Нохрин А. В.¹⁾, Копылов В. И.²⁾, Пирожникова О. Э.¹⁾,
Лопатин Ю. Г.¹⁾, Мелехин Н. В.¹⁾

¹⁾ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Н.Новгород, Россия

²⁾ Физико-технический институт Национальной академии наук р. Беларусь,
г. Минск, р. Беларусь
metals@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований процесса деформационного измельчения зерен при интенсивной пластической деформации (ИПД). В качестве объектов исследования использовались металлы технической чистоты (медь, никель, титан, железо, алюминий), а также сплавы системы Cu–Cr и Cu–Cr–Zr, алюминиевые сплавы систем Al–Mg и Al–Si, магниевые сплавы систем Mg–Zn и Mg–Al. Нано- и микрокристаллическая (НМК) структура в исследуемых сплавах была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП варьировалась в интервале от 20 до 450 °С.

Под пределом диспергирования в настоящей работе понимается минимальный размер зерна d^* , который удалось достичь в процессе измельчения зерен при РКУП.

В работе установлено, что величина d^* зависит от температуры и скорости деформирования при РКУП. На предел диспергирования также оказывает существенное влияние химический состав материалов.

Построена модель, позволяющая вычислять величину минимального размера зерна, который может быть получен методом равноканального углового прессования. Проведен анализ силовых и энергетических условий процесса диспергирования зерен при интенсивной пластической деформации. Показано, что процесс деформационного диспергирования структуры металлов и сплавов может быть описан как аккомодационный процесс, осуществляющийся под действием внутренних напряжений и обеспечивающий релаксацию запасенной в процессе деформации упругой энергии (связанной, главным образом, со стыковыми дисклинациями). В работе рассмотрен альтернативный (по отношению к фрагментации) механизм аккомодации стыковых дисклинаций – диффузионный массоперенос и показано, что при определенных условиях этот процесс может оказаться более эффективным (т.е. осуществляющимся с большей скоростью), чем фрагментация, и в этом случае, несмотря на продолжающуюся деформацию, возможно прекращение «измельчения» зеренной структуры – появляется предел деформационного измельчения зерен, т.е. минимальный размер зерна, который не может быть уменьшен при заданных условиях ($\dot{\epsilon}$, T) пластического деформирования материала. В рамках предложенной модели получены выражения, описывающие зависимость d^* от природы материала, скорости и температуры ИПД. Проведено сопоставление результатов численного моделирования с экспериментальными данными по широкому кругу НМК материалов.

Авторы благодарят за поддержку РФФИ (гранты 06-08-01119а, 08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи), НОЦ ФТНС ННГУ, программу BRHE, фонд U.S. CRDF и Минобрания РФ (грант №RUX0-001-NN-06/ВРЗС01), фонд «Интелс» (грант №54-08-02).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Чувильдеев В. Н.¹⁾, Копылов В. И.²⁾, Смирнова Е. С.¹⁾, Нохрин А. В.,¹⁾
Лопатин Ю. Г.¹⁾, Мелехин Н. В.¹⁾

¹⁾ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Н.Новгород, Россия

²⁾ Физико-технический институт Национальной академии наук р. Беларусь,
г. Минск, р. Беларусь
metals@nifti.unn.ru

В работе представлены результаты экспериментальных и теоретических исследований стабильности структуры и свойств алюминиевых сплавов системы Al–Mg–0.22%Sc–0.15%Zr с различным содержанием магния (0, 1.5 и 4.5вес.%), полученных путем литья и равноканального углового прессования (РКУП)/

Исследование зависимостей электросопротивления показывает, что кинетика распада твердого раствора в литых и НМК сплавах существенно отличается. На основе анализа данных по электросопротивлению и механическим свойствам определены значения объемной доли и средних размеров выделяющихся частиц Al₃Sc(Zr). Проведены исследования особенностей поведения механических свойств НМК сплавов в условиях одновременного протекания диффузионно-контролируемых процессов возврата, рекристаллизации и выделения дисперсных частиц. Показано, что поведение предела макроупругости и предела текучести в этом случае не является коррелированным. Показано, что величина эффекта упрочнения, связанного с выделением частиц второй фазы в НМК сплавах оказывается меньше, чем в литых сплавах, а температурно-временной интервал процесса выделения частиц смещен в область меньших времен и температур отжига.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей предложена модель, позволяющая рассчитывать параметры кинетики выделения когерентных частиц второй фазы из пересыщенного твердого раствора. В основе модели лежит предположение о возможности безбарьерного зарождения когерентных частиц. В этом случае скорость распада твердого раствора и параметры кинетики выделения частиц определяются характеристиками процесса диффузионного роста зародышей. Кинетика распада твердого раствора при выделении когерентных частиц описана уравнением Джонсона-Мелла-Аврами-Колмогорова. Получены выражения, описывающие зависимость объемной доли и размера выделяющихся когерентных частиц от степени пересыщения твердого раствора, температуры и времени отжига, а также термодинамических и диффузионных параметров материала. В свете разработанной модели проанализированы результаты экспериментальных исследований процесса распада твердого раствора в литых и НМК алюминиевых сплавах. Определены механизмы выделения частиц в литых и НМК сплавах.

Определен «вклад» выделяющихся в процессе распада частиц в механические свойства литых и НМК сплавов. Показано, что для объяснения поведения температурной зависимости предела макроупругости в НМК материалах использование «классических» вкладов в упрочнение, применяемых для расчета механических свойств литых сплавов, недостаточно. Для объяснения поведения НМК сплавов необходимо учесть дополнительный вклад в упрочнение σ_i , зависящий от температуры отжига, концентрации магния, структурных и диффузионных параметров материала. Этот вклад обусловлен полями внутренних напряжений, создаваемых дефектами, накапливающимися при миграции границ зерен на распределенных в границах зерен дисперсных частицах

Al₃Sc(Zr). Проведено сопоставление теоретических значений предела макроупругости в литых и НМК сплавах с экспериментальными данными

Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты 06-08-01119а, 08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи), НОЦ ФТНС ННГУ, программе «BRHE», фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), фонду «Интелс» (грант №54-08-02).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И РЕЛАКСАЦИЮ НАПРЯЖЕНИЙ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ МЕДЬ-МОЛИБДЕН

Ильинский А. И., Зубков А. И., Лябук С. И.

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

Растущий интерес вызывают нано- и субмикроструктурные материалы, к которым относятся, в частности, вакуумные конденсаты композитов.

Исследованы дисперсноупрочненные композиты на основе меди (Cu–Mo) в виде фольг толщиной 40±10 мкм, полученные электронно-лучевым испарением в вакууме. Данные материалы имеют субмикроструктурную структуру (зерна около 0,8 мкм), в которой равномерно распределены нанодисперсные частицы молибдена (~ 5 нм). Подобная структура с высокой плотностью межзеренных и межфазных границ приводит к высокой прочности и, вместе с тем, к интенсивной релаксации механических напряжений [1,2]. Поэтому особый интерес представляет изучение релаксации напряжений в неравновесных объектах, к которым относятся исследуемые в данной работе вакуумные нанокompозиты.

Механические и релаксационные характеристики измерялись на универсальной установке TIRA-test 2300 высокой жесткости (до 12·10⁷ Н/м) с автоматической регистрацией результатов измерений вычислительной машиной и последующей обработкой диаграмм. Проводилось активное растяжение нанокompозитов со скоростью около 4·10⁻⁴ с⁻¹ с последующей релаксацией напряжений. Обработка кривых релаксации композитов в координатах ln(- $\dot{\epsilon}$) – σ (где $\dot{\epsilon}$ – скорость релаксации) показала справедливость логарифмического закона.

Характерно, что длительный отжиг нанокompозитов Cu–Mo (до 15 час.), не изменяя практически размера зерен, приводит к увеличению среднего размера частиц от 5 до 45 нм, что проявляется в резком снижении предела текучести (от 0,6 до 0,2 ГПа) и немономонном изменении релаксационных параметров. Предложено объяснение наблюдаемых эффектов.

Полученные результаты могут быть использованы для выбора оптимального режима термической обработки нанокompозитов, обеспечивающего сочетание высокой прочности и релаксационной стойкости.

1. A.I.I'insky, S.I.Lyabuk, A.I.Zubkov. Relaxation resistance of copper films strengthened with molybdenum nanoparticles// Functional Materials.-2003.-10.- №1.-P.52-54.
2. A.I.I'insky, S.I.Lyabuk, S.K.Kogut. Structure property relationships in dispersion-hardened Ni-SiO and Ni-Al₂O₃ films//Functional Materials.-2001.-8, №3.-P.535-537.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_3Al С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ ДЕЙТЕРИЯ

Ещенко Р. Н., Пацелов А. М., Пилюгин В. П.

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

Методами рентгенографическим и просвечивающей электронной микроскопии исследованы фазовые превращения интерметаллида Ti_3Al при насыщении дейтерием (x) от 0.1 до 1.7. Концентрацию дейтерия определяли по объему поглощенного газа. В диапазоне концентраций $x=0.4-1.7$ происходит искажение исходной гексагональной плотноупакованной структуры α_2 , упорядоченной по типу DO_{19} , и формируется структура с атомно упорядоченной орторомбической решеткой. При концентрации дейтерия $x=0.8-1.7$ в структуре образуются дейтериды с кубической гранецентрированной решеткой, количество которых достигало 25% при максимальной концентрации дейтерия.

Образцы Ti_3Al с концентрацией дейтерия 0.8-1.7 чрезвычайно хрупкие и легко превращаются в порошок. Сдвиговой деформацией на наковальнях Бриджмена при квазигидростатическом давлении 9-12 ГПа образцы интерметаллида с высокой концентрацией дейтерия ($x=1.2-1.3$) получены в монолитном состоянии.

Анализ рентгеновских, микродифракционных данных, светлопольных и темнопольных изображений показал, что при сдвиговой деформации микроструктура изменяется от нанокристаллической до аморфной в зависимости от величины деформации. Обсуждаются возможные причины аморфизации структуры интерметаллида Ti_3Al при легировании дейтерием и в присутствии высоких механических напряжений.

На образцах с концентрацией дейтерия $x=1.2-1.3$ были проведены рентгеновские измерения при температуре до 400⁰С. В результате нагрева заметного изменения фазового состава не обнаружено.

ДВОЙНИКОВАНИЕ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ И ВОДОРОДОМ

Киреева И. В., Чумляков Ю. И., Тверсков А. В.

ОСП «Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета»
Томск, Россия
i.v.kireeva@mail.ru

На монокристаллах $[\bar{1}11]$, $[011]$, $[\bar{1}23]$, $[001]$ аустенитной нержавеющей стали Fe–18%Cr–12%Ni–2%Mo с низкой энергией дефекта упаковки $\gamma_{ду} = 0.025$ Дж/м² установлено, что легирование азотом до $C_N = 0.45$ мас.% и водородом при последующем наводороживании в течение 2 часов и силе тока 50 мА/см² приводит к понижению $\gamma_{ду}$, появлению ориентационной зависимости критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$, изменению типа дислокационной структуры от ячеистой в сталях без азота и водорода к планарной с плоскими скоплениями в сталях с азотом и водородом, к смене механизма деформации от скольжения к двойникованию и локализации пластического течения в одной системе.

При легировании азотом $C_N = 0.45$ мас.% при $T = 300$ К величина деформации скольжением, предшествующей двойникованию зависит от ориентации оси кристалла. В монокристаллах $[\bar{1}11]$, $[011]$ двойникование развивается с начала пластического течения $\epsilon \leq 3\%$, тогда как в $[\bar{1}23]$ после значительной деформации скольжением $\epsilon = 16\%$, когда ось кристалла в ходе пластической деформации достигает симметрии $[001]$ – $[\bar{1}11]$. Впервые, при сочетании низкой $\gamma_{ду}$ и высокой концентрации атомов азота $C_N = 0.45$ мас.% обнаружено двойникование в монокристаллах $[001]$ при растяжении после деформации $\epsilon = 10\%$, которые ранее считались не двойникующими. В отличие от монокристаллов $[\bar{1}11]$, в которых двойникование реализуется по типу образования дефектов упаковки вычитания, в монокристаллах $[001]$ двойникование реализуется по типу дефектов упаковки внедрения. Физическая причина ориентационной зависимости двойникования связана с влиянием внешних напряжений σ на величину расщепления полной дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$, которые создают дефекты упаковки, последующее наложение которых приводит к росту двойников. Взаимодействие двойникования и скольжения в данных кристаллах стали Fe–18%Cr–12%Ni–2%Mo определяет высокий коэффициент деформационного упрочнения.

Дополнительное легирование водородом в течение 2 часов при силе тока 50 mA/cm^2 приводит при $T = 300\text{K}$ к росту $\tau_{кр}$ в монокристаллах $[\bar{1}11]$, $[011]$, в которых с самого начала деформации пластическое течение определяется сильно расщепленными дислокациями, и к падению в $[\bar{1}23]$, $[001]$, где дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ не расщеплены, относительно этих же кристаллов без водорода. Установлено, что дополнительное легирование водородом в монокристаллах $[\bar{1}11]$, $[011]$ приводит к интенсивному развитию двойникования с начала пластического течения, которое определяет стадийность кривых течения, величину коэффициента деформационного упрочнения. Коэффициент деформационного упрочнения в этих кристаллах при дополнительном легировании их водородом оказывается выше, чем в кристаллах с азотом. В $[\bar{1}23]$, $[001]$ дополнительное легирование водородом приводит к локализации пластического течения в одной системе, к смещению двойникования на поздние степени деформации и к падению коэффициента деформационного упрочнения. Падение напряжений $\tau_{кр}$ и локализация пластического течения в одной системе обусловлено релаксацией поля упругих напряжений при взаимодействии дислокаций с атомами водорода.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 06-08-00151а.

ФОРМИРОВАНИЕ ФРАКТАЛЬНЫХ СТРУКТУР В КРИСТАЛЛАХ GaSe, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА

Колесников Н. Н.¹, Борисенко Е. Б.¹, Борисенко Д. Н.¹, Божко С. И.¹

¹*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*
borisenk@isp.ac.ru

Кристаллы GaSe для оптических применений традиционно выращивают из расплава. Это слоистые кристаллы с гексагональной решеткой, параметр c которой втрое больше, чем a , связи в базисной плоскости ковалентные, а по оси c – Ван-дер-Ваальсовы. В этой связи вырастить совершенный монокристалл довольно сложно. По-

этому исследование условий роста и структур, полученных при выращивании этих кристаллов, является важной задачей.

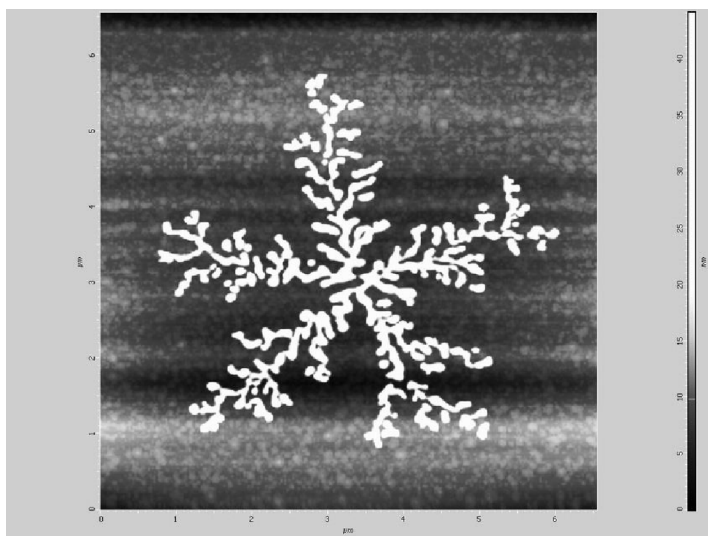


Рис. 1. Дендрит в кристалле GaSe. Изображение получено в атомно-силовом микроскопе.

моделью ограниченной диффузией агрегацией роста (ОДА) кластеров. Выяснилось, что эти дендриты имеют фрактальную природу, размерность дендритов в кристаллах GaSe составляет $D = 1.7$ (рис. 1). Такой же размерностью обладают кластеры, полученные ОДА.

Наши экспериментальные исследования показали, что совершенство выращиваемых кристаллов существенно зависит от градиента температуры на фронте кристаллизации и от скорости вытягивания кристалла. Оказалось, что при скоростях роста до 5 мм/ч и градиенте на фронте кристаллизации 30 °/см происходит послойный рост кристалла в направлении $\langle 0001 \rangle$, а при скоростях 10 мм/ч при большем переохлаждении на фронте кристаллизации в выращиваемых кристаллах образуются дендриты.

Рост фрактальных структур дендритов в кристаллах GaSe описан вероятностной

АМОРФИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В ЗОНЕ ДЕЙСТВИЯ ЛУЧА ЛАЗЕРА

Красников А. С., Миркин Л. И.*

Рязанский государственный университет имени С.А. Есенина, Рязань, Россия

a.krasnikov@rsu.edu.ru

Научно-исследовательский институт механики Московского государственного университета им. М.В. Ломоносова, Москва, Российская Федерация,

mirkin@fimec.msu.ru

Прошивка отверстий лазерным излучением с потоком мощности 10^6 Вт/см² и длительностью импульса 1.5 мс приводит к появлению радиальных микротрещин в керамическом материале. При обработке алюмооксидной керамики ВК-100 наблюдалось аморфизация структуры в зоне действия луча лазера, что приводило к снижению величины микротвердости материала. Изменение фазового состава в зоне действия луча лазера сопровождалось изменением химической устойчивости керамики. Полученные результаты позволяют оптимизировать параметры лазерного излучения и повысить процент выхода годных изделий при производстве подложек интегральных схем.

ВЛИЯНИЕ ДОЛИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СТРУКТУРУ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Беляев С. П.¹⁾, Истомин В. В.²⁾, Коледов В. В.³⁾, Кучин Д. С.³⁾, Лега П. В.³⁾,
Реснина Н. Н.¹⁾ Шавров В. Г.³⁾, Шеляков А. В.⁴⁾

¹⁾ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²⁾ Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

³⁾ Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, Россия

⁴⁾ Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия

rexby@list.ru

Сплав $TiNiCu$ с эффектом памяти формы (ЭПФ) представляет большой интерес для техники. Этот сплав легко получить методом быстрой закалки из расплава в виде аморфных лент [1–3]. Цель настоящей работы состоит в исследовании структуры частично-кристаллизованных образцов и изучении влияния размера зерна на кинетику мартенситных превращений и величину деформационных эффектов

Образцы для исследования, в виде аморфных лент подвергали контролируемой кристаллизации в калориметре, в результате чего было реализовано аморфно-кристаллическое состояние с заданным содержанием кристаллической фазы [3]. Исследование мартенситных превращений проводили на дифференциальном сканирующем калориметре.

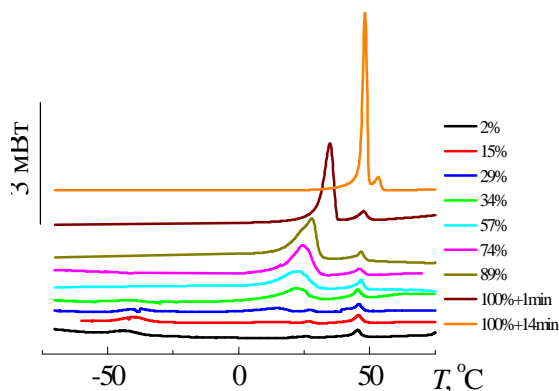


Рис. 1. ДСК кривые, полученные при охлаждении аморфно-кристаллических образцов из сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. Цифрами обозначена доля кристаллической фазы и длительность отжига после полной кристаллизации.

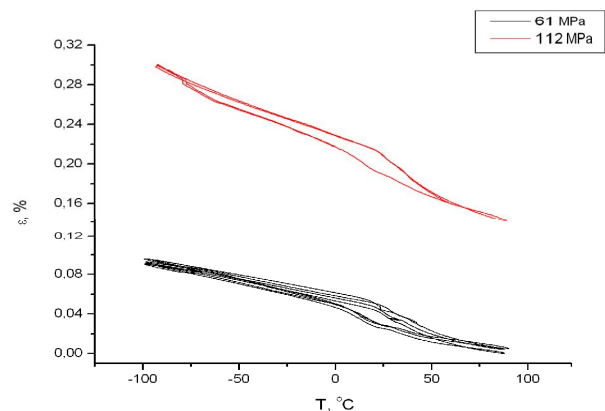


Рис. 2. Зависимость изгибной деформации образца с содержанием кристаллической фазы 29% от температуры при различных максимальных напряжениях.

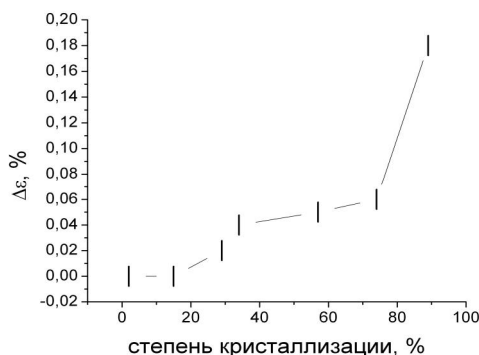


Рис. 3. Зависимость обратимой деформации при охлаждении и нагреве образцов под постоянным напряжением 61 МПа от доли кристаллической фазы.

Полученные данные (рис. 1) свидетельствуют об увеличении характеристических температур фазового перехода (от 15 до 48 С при нагреве) в образцах с увеличением объемной доли кристаллической фазы (от 15 до 100%) а, значит, и размера кристаллитов. Исследование термомеханических свойств (рис. 2) показало, что ЭПФ проявляется уже при 29% кристаллической фазы в образцах. Резкий рост обратимой деформации наблюдается в образцах с содержанием объемной доли кристаллической фазы более 80% (рис. 3).

Полученные данные позволяют сделать качественный вывод о связи размеров кристаллитов с температурой фазового перехода. Количественные данные могут быть получены на основе исследования структуры методом электронной микроскопии.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты 06-02-16266, 06-02-16984, 06-02-39030, 07-02-13629, 08-02-91317, 08-08-00281, и гранта президента Российской Федерации для молодых кандидатов наук (МК-1813.2007.8).

1. Н. М. Матвеева, В. Г. Пушин и др. ФММ **83**, 82 (1997)
2. А. М. Glezer, E. N. Blinova et al. Journal of Nanoparticle Research **5**, 551 (2003)
3. С. П. Беляев, и др. Журнал функциональных материалов. **1**, 151 (2007)

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ $Ni_{2,16}Fe_{0,05}Mn_{0,79}Ga$

**Морозов Е. В.^{1,2}, Сердобольская О. Ю.¹, Карпачев С. Н.¹, Коледов В. В.²,
Ховайло В. В.², Шавров В. Г.²**

¹*МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва*
²*ИРЭ РАН им. В.А. Котельникова, Москва*

Настоящий доклад посвящен изучению сигнала акустической эмиссии поликристаллического ферромагнитного сплава Ni–Fe–Mn–Ga с эффектом памяти формы. Этот сплав вызывает большой интерес, поскольку в нем обнаружен эффект магнитоуправляемой памяти формы [1]. Акустическая эмиссия ферромагнетиков с памятью формы изучалась также в [2,3]. Цель настоящей работы на основе изучения длительности импульсов акустической эмиссии получить информацию о кинетике мартенситного превращения.

Акустическая эмиссия наблюдалась в сплаве $Ni_{2,16}Fe_{0,05}Mn_{0,79}Ga$ в области мартенситного перехода и при более низких температурах. Показано, что отклик акустической эмиссии имеет несимметричный характер: интенсивность отклика при охлаждении существенно выше, чем при нагреве. Тот факт, что импульсы эмиссии наблюдались только при охлаждении можно объяснить особенностями кинетики прорастания зародышей мартенситной фазы в области смешанного состояния. По-видимому, скорость движения мартенситной границы значительно выше при прямом переходе, поэтому импульсы эмиссии имеют большую амплитуду. При обратном переходе - импульсы малы, и их не видно на фоне шумов. На рис.1 приведена температурная зависимость активности акустической эмиссии dN/dT , где N — число актов эмиссии в температурном интервале 100 мкВ с термопары, T — температура. Пик акустической активности достаточно узкий, порядка 10 градусов и наблюдается в области мартенситного превращения. На рис. 2 приведены формы импульсов при температуре фазового перехода (длинные импульсы) и при более низкой температуре (короткие).

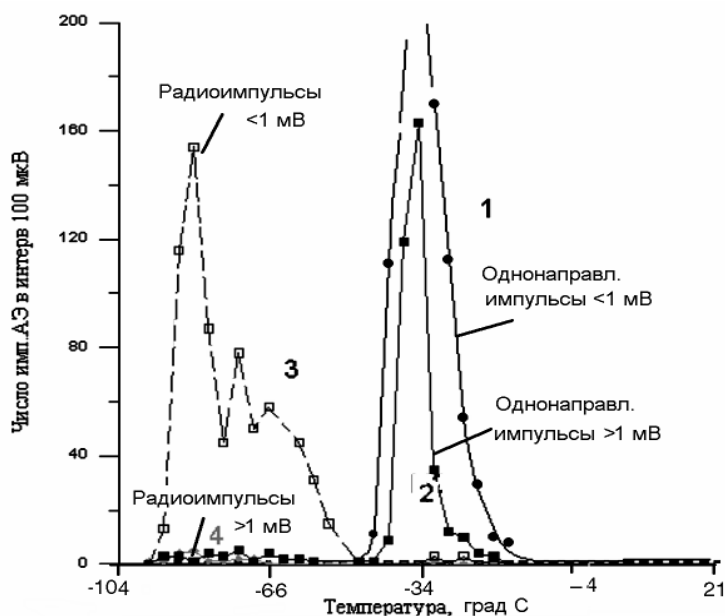


Рис.1. Зависимость числа импульсов акустической эмиссии от температуры.

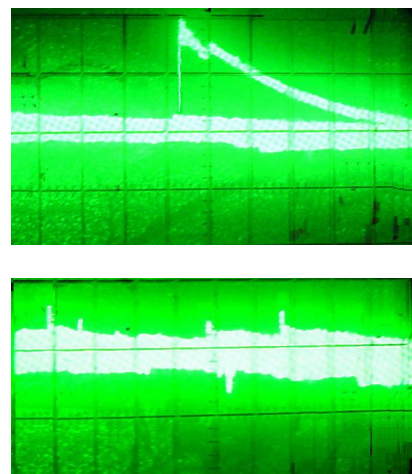


Рис.2. Сверху – однополярный импульс (температура фазового перехода), снизу – низкотемпературные импульсы (ниже температуры фазового перехода). 1 дел = 1 мс.

Различие в длительности импульсов указывает на различие кинетических процессов, вызывающих импульсы акустической эмиссии вблизи и вдали от мартенситного перехода. Обсуждается модель, объясняющая эти различия.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты: 06-02-16266-а, 06-02-16984-а, 06-02-39030, 07-02-13629

1. A.A. Cherechushkin et al. Phys. Lett. A **291** (2001) 175.
2. L. Mañosa, et al. Materials Science Forum **327** (2000) 481
3. F.J. Pérez-Reche, et al. Materials Science and Engineering A **378** (2004) 353

МЕХАНИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВОВ TiNi С ПСЕВДОУПРУГИМИ СВОЙСТВАМИ

¹Бондарев А. Б., ²Хусаинов М. А., ¹Пластинина Г. В., ²Андреев В. А.

¹Промышленный центр «МАТЭКС. Москва.

andreev@mateks.ru

²Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого.

Великий Новгород. Mikhail.Khusainiv@novsu.ru

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) нашли широкое применение в технике и медицине. Активные элементы из этих сплавов в процессе работы генерируют перемещение и силовое воздействие для выполнения исполнительных функций в различного рода конструкциях многократно. Критерием работоспособности активных элементов из сплавов с ЭПФ является долговечность, определяемая как число циклов нагружения и разгрузки до разрушения.

В настоящей работе исследования механоциклической усталости проводились на проволочных образцах по схемам: изгиб с кручением, симметричный и асимметричный изгибы. Для этой цели были изготовлены установки, действующие в автоматическом режиме. Методика исследования предусматривает механическое циклирование при заданной величине деформации сплавов Ti-50,6-50,8at%Ni, проявляющих псевдоупругость при положительных и отрицательных температурах. В работе приведены результаты циклического деформирования при комнатной температуре после термомеханической обработки, формирующей прямолинейность проволочным образцам и высокие псевдоупругие свойства.

Установлено, что долговечность сплавов на основе никелида титана с увеличением содержания никеля заметно возрастает, независимо от схемы нагружения. Результаты механоциклической усталости обрабатывались статистически, используя возможности компьютерной программы MS Excel. Полученное уравнение регрессии типа $\lg N = a\varepsilon + b$ наилучшим образом отражает фактическую долговечность. Фрактографические исследования выявили особенности разрушения сплавов, циклированных по различным схемам. В частности, отмечается, что образцы, испытанные по схеме изгиб с кручением, разрушаются с макроскопическим расслоением материала в направлении текстуры, сформированной при волочении. Образцы, испытывающие двухстадийный изгиб, разрушаются хрупко, без видимых следов пластической деформации, а после одностороннего (асимметричного) изгиба появляются зернограничные фасетки с углублениями от частиц вторых фаз TiNi₃ или Ti₃Ni₄, а также фрагменты вязкого излома. В работе также обсуждается кинетика накопления повреждаемости по результатам механических испытаний и измерения электросопротивления, используя метод двойного моста.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ НА СИЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫПУКЛЫХ СЕГМЕНТОВ

¹ Бондарев А. Б., ² Хусаинов М. А., ² Летенков О. В., ¹ Андреев В. А.

¹ Промышленный центр «МАТЭКС. Москва.

andreev@mateks.ru

² Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого.
Великий Новгород. Mikhail.Khusainiv@novsu.ru

Выпуклый сегмент или сферический сегмент из сплава TiNi с эффектом памяти формы, формируется из круглой пластинки, путем прогиба в вогнутую сферу, защемления и задания памяти формы при 500°C, 30 мин. Выпуклый сегмент, прогнутый в мартенситном состоянии зеркально исходному очертанию при отогреве теряет устойчивость и прощелкивает (хлопком) к первоначально заданной форме. Теперь если на пути возврата формы установить противодействующее тело, например, динамометр, то реализуется удар определенной силы.

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований напряженного состояния выпуклых сегментов на этапах прогиба в мартенсите и отогрева до аустенитного состояния. Показано, что по краям сегмента генерируют наиболее высокие напряжения, чем на его куполе. Для изучения кинетики развития трещин вводились концентраторы напряжений на краях и куполе сегментов. Надрезы, введенные на краях длиной 0,6 мм электроискровой резкой, практически не отражались на си-

ловых характеристиках на 20–30 циклах. Угловые надрезы, введенные алмазным инструментом, способствуют зарождению и развитию трещин. Скорость зарождения и распространения трещин в этом случае возрастает. Если два надреза вводятся на диаметрально противоположных краях выпуклых сегментов, то период зарождения трещин сокращается, а их развитие ускоряется. Силовые характеристики заметно снижаются. В работе приведены иллюстрации кинетики развития трещин от цикла к циклу во взаимосвязи со структурным состоянием. Приведены также данные об изменении основных параметров, характеризующих эффект хлопка (силу удара и реактивные усилия).

Полученные сведения, о развитии реактивных усилий в исследуемых элементах и их работоспособности при термомеханическом циклировании использовались при создании запорных (отсечных) клапанов.

ДЕФОРМАЦИЯ БЕЙНА ГЦК – ОЦК В СПЛАВАХ In– Sn ПРИ НОРМАЛЬНОМ И ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ

Дегтярева В. Ф.

Институт Физики Твердого Тела РАН, Черногловка, Россия
degtyar@issp.ac.ru

Структурное превращение ГЦК – ОЦК, известное как деформация Бейна, рассматривается в сплавах In–Sn и других родственных сплавов с привлечением данных при нормальном и высоком давлении. Элемент III группы In кристаллизуется в тетрагональной структуре, близкой к ГЦК, с небольшим растяжением вдоль оси c ($c/a = 1.07$). Осевое отношение c/a в сплавах In с соседними элементами по Периодической таблице зависит от электронной концентрации – среднего числа валентных электронов на атом в сплаве, z . Добавление 2-х валентных металлов (Cd, Hg) вызывает понижение c/a для ГЦТ фазы и $c/a = 1$ при $z = 2.94$. Добавление 4-х или 5-и валентных металлов (Sn, Pb, Bi) приводит к возрастанию c/a , а затем к падению $c/a < 1$ вблизи $z = 3.15$.

Другая конечная структура в деформации Бейна – ОЦК – реализуется в чистом Sn при высоком давлении (выше 40 ГПа) и до перехода в ОЦК Sn принимает тетрагональную структуру ОЦТ с $c/a = 0.96$. Это осевое отношение понижается при легировании Sn металлами более низкой валентности (In, Hg).

Полная деформация Бейна ГЦК – ОЦК осуществляется в сплавах In–Sn при изменении электронной концентрации не непрерывным образом, а со скачкообразным изменением осевого отношения от $c/a > 1$ к $c/a < 1$ вблизи критических значений электронной концентрации $z = 3.15$ и $z = 3.75$. Такое немонотонное изменение c/a в сплавах In–Sn других родственных сплавов имеет электронную природу и находит объяснение в модели взаимодействия сферы Ферми – зоны Бриллюэна [1].

1. Дегтярева В.Ф. // Успехи Физических Наук, 2006. Т.176. №4. С.383.

ПЕРКОЛЯЦИЯ ЭНТРОПИЙНЫХ ФУНКЦИОНАЛОВ НА ДРЕВЕСНЫХ ГРАФАХ КЕЙЛИ КАК МЕТОД ДИАГНОСТИКИ ХАРАКТЕРА ПОРЯДКА-БЕСПОРЯДКА СЛОЖНЫХ СТРУКТУР

Юдин В. В., Титов П. Л., Михалюк А. Н.

Дальневосточный государственный университет, Владивосток, Россия
t-p-1@inbox.ru, mih-alexey@yandex.ru

В настоящей работе дается продолжение ряда наших статей [1–4], в которых введен так называемый информодинамический метод анализа характера порядка-беспорядка [5] в разупорядоченных неравновесных средах. Сущность данного шага состоит в построении перколяционных зависимостей энтропийных и дивергентных функционалов на древесных графах Кейли (ДГК), отображающих сеточные мезосистемы кварцевых и металлических стекол, а также квазикристаллические паркетты. Эти зависимости используются как средство диагностики степени порядка-беспорядка, в частности, на примере квартетных, сотовой, симплекс-решеток и бигексагональной мозаики Дюно-Каца. Удалось сформулировать главные признаки и типы упорядочения на основе информодинамического анализа вышеназванных систем [5]:

1) перколяционные энтропийные зависимости на ДГК в прямом и обратном потоках относятся к гиперболическому классу с критическими индексами, не превышающими единицы. Для квартетных и сотовой решеток асимптотика энтропийного и дивергентного функционалов существенно нулевая.

2) симплекс-решетка обладает энтропийными и дивергентными критическими индексами почти на порядок меньшими, чем для решеток квартетного типа. В этом смысле симплекс-решетка обладает сверхдальнодействием. Асимптотики энтропийных и дивергентных функционалов принципиально отличны от нуля и равны их максимальным значениям.

3) критические индексы бигексагональной мозаики Дюно-Каца несколько больше аналогичных индексов для симплекс-класса. Тем самым, и эта система также обладает сверхдальнодействием. Энтропийные и дивергентные асимптотики равны 0,444..., что несколько ниже, чем для симплекс-упорядочения.

4) для некоторых рассмотренных систем совпадают значения энтропийных и дивергентных функционалов, что говорит о высокой степени совершенства соответствующих решеточных систем. В частности, симплекс-класс, совершенство которого в детерминированных терминах вполне очевидно, получает новое обоснование и в энтропийном подходе.

Список литературы

1. Юдин В.В., Писаренко Т.А., Любченко Е.А., Савчук Е.А. Случайные координационные деревья Кейли для сеточных мезоструктур кварцевых и металлических стёкол // Кристаллография. 1999. Т.44, №3. С.413-421.
2. Юдин В.В., Карыгина Ю.А. Фрактальность квазикристаллов на примере мозаики Пенроуза // Кристаллография. 2001. Т. 46, №6. С. 1004-1008.
3. Юдин В.В., Писаренко Т.А., Любченко Е.А., Чуднова О.А. Обобщённые решёточные системы как сверхперколирующие структуры // Изв.РАН. Сер.Физ. 2001. №10. С. 1405-1410
4. Юдин В.В. и др. Мозаика Пенроуза как древесно-графовая стохастическая решётка // Кристаллография. 2002. Т.47, №2. С. 224-231.
5. Юдин В.В., Писаренко Т.А., Любченко Е.А. Информодинамика сетевых структур. Вероятность. Древесные графы. Фракталы. Владивосток: Изд-во ДВГУ, 2003. 243с.

СВЕРХРАЗМЕРНАЯ ФРАКТАЛЬНАЯ КИНЕТИКА СТРУКТУРНОЙ ДЕГРАДАЦИИ АМОΡФНЫХ ПЛЕНОК ПРИ ГАММА-ОБЛУЧЕНИИ

Юдин В. В., Щеголева С. А.

Дальневосточный государственный университет, г. Владивосток, Россия
yudinvv@mail.ru, sveta170@bk.ru

В наших работах [1,2] был установлен синергетический эффект существенного замедления процессов структурной деградации в аморфных пленках и металлических стеклах при терморadiационных нагрузениях. В настоящем сообщении предложен антикумулятивный сценарий развития деградационных процессов на III стадии лавинообразного каскада элементарных структурных нарушений. Разупорядоченные планарные среды (ПС), полученные в сильных неравновесных условиях, обладают развитой иерархией неоднородностей различных масштабов, для которых существует широкий спектр времен релаксации. Если посредством доводочных технологий удастся обеспечить мезомасштабный уровень высоким негэнтропийным потенциалом, то он может компенсировать процессы деградации атомного масштаба, на который непосредственно воздействует гамма-облучение [3]. Сеточные системы естественных мезодефектов отображаются в координационные древесные графы Кейли (ДГК), которые являются симплициальными комплексами. Такие ДГК допускают кустовую декомпозицию, которая подчиняется топологическому подобию. Изучение фрактальной кинетики проводится в двух представлениях. Рассматриваются фронтально-лучевое протекание энтропии и дивергентных функционалов от перечисляющих распределений на ДГК. Фронтальная перколяция на ДГК описывается через систему вложенных фрактальных волновых фронтов – скорлуп Мандельброта (СКМ), для которых и были определены фрактальные размерности в функции дозы облучения. Опорные значения фрактальных размерностей СКМ на следующие: $1.21 \rightarrow 1,315 - 1, 25$. Лучевая перколяция на ДГК задается стримерами, для которых фрактальные размерности в зависимости от доз облучения следующие: $1,08 - 1,21 - 1,13$. Оба типа фрактальных размерностей считались через параметры жирности для СКМ (жирный фрактал) и через характеристики лохматости стримеров («лохматый» фрактал). Точность машинных расчетов держала третий знак, тогда как в стандартных методиках едва удается обеспечить первый знак. Обобщенное фрактальное протекание рассматривается как прямая сумма СКМ и стримерного протекания на ДГК со следующими размерностями: $2,3 - 2,53 - 2,38$, что существенно превосходит топологическую размерность ПС. Темп III этапа структурной деградации обусловлен дефектом размерностей, который не превосходит 0,5. Тем самым на этом заключительном этапе процессов структурной деградации удастся достигнуть антикумулятивного эффекта, что и обуславливает синергизм по структурной прочности аморфных пленок и металлических стекол.

1. Юдин В.В., Щеголева С.А., Писаренко Т.А. "Кинетика процессов термической релаксации сеточных мезодефектов Co-Ni-P аморфных пленок в модели случайных потоков". Физика твердого тела ФТТ. №11. 2001. С.1991-1998
2. Щеголева С.А., Писаренко Т.А., Юдин В.В. "Структурная устойчивость к γ -облучению аморфных пленок Co-Ni-P с упорядоченной сеточной системой мезодефектов". Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. №12, 2001. С.15-24.
3. В.В. Юдин, С.А. Щеголева. Аморфные пленки, стекла, квазикристаллы как сложные системы. Материалы VI Международного междисциплинарного симпозиума «Фракталы и прикладная синергетика», ИММ, Москва, 2005.

ГИСТЕРЕЗИС ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМАХ МОЛИБДЕН–ВОДОРОД И ВОДА–ВОДОРОД

Антонов В. Е.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

antonov@issp.ac.ru

При высоких давлениях и температурах построены фазовые диаграммы систем Мо–Н и Мо–D. Благодаря особому соотношению термодинамических свойств гидрида МоН и дейтерида МоD, сравнительный анализ диаграмм позволил впервые экспериментально доказать, что в системах металл-водород линия распада гидрида близка к линии равновесия, тогда как линия образования значительно смещена в сторону высоких давлений. Предложено объяснение обнаруженной асимметрии барического гистерезиса, а также способ расчета T – P диаграмм систем металл-водород для одного из изотопов водорода по известным диаграммам для другого изотопа.

Методом волнометрии изучены T – P диаграммы фазовых превращений в системах H_2O – H_2 и D_2O – D_2 при давлениях водорода/дейтерия до 1.8 кбар. Определена концентрация водорода в жидкости (L), гексагональном льде низкого давления (I_h) и кубическом клатратном гидрате (sII). Построены линии превращений между этими фазами и установлены координаты инвариантной точки трехфазного равновесия $L + I_h + sII$. Эта точка расположена при 1.07 кбар и $-10^\circ C$ в системе H_2O – H_2 и при 1.07 кбар и $-4.5^\circ C$ в системе D_2O – D_2 .

Обнаружено, что кинетика фазовых превращений значительно быстрее в системе D_2O – D_2 , чем в H_2O – H_2 . В частности, превращение $I_h \leftrightarrow sII$ в системе D_2O – D_2 демонстрирует много меньший барический гистерезис. Объяснения этому аномальному явлению пока не найдено.

Обнаружено, что изотермы растворимости водорода в интервалах переходов $I_h \rightarrow sII$ и $sII \rightarrow I_h$ имеют S-образный вид. Предложено объяснение эффекта.

Построены линии метастабильного плавления и кристаллизации льда I_h в области термодинамической устойчивости фазы sII в системе D_2O – D_2 . Показано, что образование фазы sII из жидкости происходит только совместно с кристаллизацией метастабильного льда I_h . Предложено объяснение этого эффекта, типичного для широкого класса газовых клатратов.

Нейтроннографически исследовано поведение структуры и состава закаленной под давлением дейтерозамещенной фазы sII при ее отогреве от 95 до 250 К при атмосферном давлении. Установлено минимальное содержание дейтерия $D_2/D_2O = 0.200$ в фазе sII , необходимое для ее термической устойчивости. Показано, что переход $sII \rightarrow I_h$ при температурах вплоть до предплавильных начинается только после потери устойчивости фазы sII из-за уменьшения равновесного содержания дейтерия до этой критической величины.

Распад клатратной фазы только по достижении концентрационного предела ее механической устойчивости, скорее всего, типичен для большого числа различных систем вода-газ. Это может объяснить часто наблюдаемые эффекты длительной устойчивости и неполного распада клатратных фаз в условиях, когда они должны быстро распадаться.

УПРУГИЕ И КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСЛОКАЦИЙ И ИХ СКОПЛЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Емалетдинов А. К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия
emaletd@mail.ru

Механические свойства нанокристаллических материалов во многом определяются свойствами и кинетикой решеточных и зернограничных дислокаций и их скоплений. В модифицированной модели Френкеля-Конторовой исследованы упругие поля напряжений в ангармонической решетке. Учет ангармоничности позволил обнаружить качественное отличие в распределении напряжений дислокации от случая упругой решетки. Качественно новое поведение тензора напряжений приводит к изменению упругой энергии дислокаций, уровня средних напряжений, максимальной плотности дислокаций, критического напряжения срабатывания источников дислокаций, характера спада напряжений от стенки и др. Проведен анализ упругих свойств частичных дислокаций в нанозерне. Показано, что изменяется энергия дефекта упаковки и расщепление полных дислокаций. Проведены оценки изменений динамических свойств дислокации в нанозерне при скольжении и переползании. Установлено, что скорость скольжения и переползания дислокаций в нанокристалле могут возрасти по сравнению с макрозерном благодаря короткозамкнутому пути диффузии. Показано, что кинетика дислокаций может приводить к растворению включений и росту зерен. С помощью упругих свойств дислокаций, их скоплений и кинетики описаны некоторые механические свойства нанокристаллических материалов.

Проведено исследование линейных дефектов в границах зерен. Установлено, что в специальных границах существуют стабильные зернограничные дислокации. В произвольной большеугловой границе стационарные зернограничные дислокации не существуют. Общее решение выражается кноидальной волной, которая может распасться на цуг квазидислокаций (неустойчивых солитоноподобных дефектов - дислокаций Сомилианы). Принципиально новое поведение вычисленного тензора напряжений квазидислокации, в отличие от решеточной дислокации, заключается в экспоненциальном спадании напряжений сразу от ядра. Собственная упругая энергия квазидислокаций почти на два порядка меньше чем упругая энергия решеточных дислокаций. Проведен анализ динамических свойств дислокации Сомилианы в границе нанозерна. Проведено исследование условий зарождения микротрещин в нанозернах от скоплений решеточных и зернограничных дислокаций. Показано, что условия зарождения критических микротрещин изменяются.

Проведено численное моделирование системы уравнений кинетики решеточных и зернограничных квазидислокаций. Показано, что скорость зернограничного проскальзывания является немонотонной функцией плотности квазидислокаций и времени. Исследован процесс диссоциации (спридинга) вошедшей решеточной дислокации в ансамбль квазидислокаций, оценено время диссоциации. Силовые и энергетические условия зарождения решеточных дислокаций в границах при низких температурах имеют порядок гомогенного зарождения дислокаций решетки. При температуре сверхпластичности напряжения зарождения дислокации могут быть снижены до уровня приложенных благодаря диссоциации дислокации несоответствия, остающейся в границе, в ансамбль квазидислокаций. Обсуждаются особенности сверх- и пластической деформации нанокристаллических материалов, некоторые закономерности зернограничного проскальзывания.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ОСНОВЫ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ НАПЫЛЕНИИ

Емалетдинов А. К., Алетдинов А. Ф.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия
emaletd@mail.ru

На эксплуатационные свойства плазменных покрытий большое влияние оказывает эволюция дефектной структуры материала основы под действием термомеханического воздействия плазмы. В процессе плазменного напыления под действием термомеханических воздействий происходит самоорганизация дефектной структуры, которая определяет долговечность изделия с покрытием.

Рассмотрена плоская модель деформационного состояния бесконечной пластины, которая подвергается нагреву поверхностным источником тепла (плазмой). Под действием возникающих неоднородных температурных полей и термоупругих напряжений происходит зарождение вакансий, дислокаций, микротрещин. Эволюция дефектной структуры описывается кинетическими уравнениями. Рассмотрена кинетика прямолинейных бесконечных дислокаций, движущихся в двух семействах пересекающихся плоскостей скольжения и обеспечивающих термопластическую деформацию двухмерного кристалла. Записана и исследована система уравнений кинетики дислокаций, включающая члены: скорости генерации дислокаций источниками, первичной и вторичной плоскостей скольжения, взаимной аннигиляции дислокаций, определяемой температурой, физическими характеристиками дислокаций, взаимных реакций дислокаций разных систем скольжения, размножения дислокаций путем двойного поперечного скольжения, «диффузии» флуктуаций плотностей дислокаций, поглощения дислокаций на граничных поверхностях. Проведен анализ устойчивости решений системы стационарных уравнений с использованием методов показателей Ляпунова. Проведено численное исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики дислокаций при термопластической деформации в пространстве напряжений и температуры. Построены фазовые траектории; бифуркационные и фазовые диаграммы; сечения отображений Пуанкаре; критические показатели и др. типов решений в зависимости от широкого диапазона изменения температуры и напряжения. Построены решения для плотности дислокаций и микротрещин. Показано, что возникает последовательность типов решений: однородные, одномодовые периодические в пространстве, квазипериодические, перемежаемость, хаотические, многомодовые периодические во времени и пространстве, кноидальные (солитонные). Построение точных диаграмм для конкретных сплавов позволит прогнозировать изменение дислокационной структуры после плазменной обработки металлов и физико-механические свойства изделия.

Исследована длительная прочность материала основы с учетом деформационного старения металла при плазменной обработке. Записана полная система уравнений, описывающая кинетику накопления повреждений и деформационного старения металла и включающая стохастическое уравнение для функции потери ресурса, повреждаемости, изменения структурных и механических свойств. Методом малого параметра была получена уравнение Фоккера - Планка - Колмогорова для функции, плотности распределения вероятности функции потери ресурса, содержащее коэффициенты, зависящие от плотности распределения термоупругих напряжений, их среднего значения, дисперсии, структурных параметров: дислокаций, микротрещин и внутренних напряжений от дефектов. Проведено численное моделирование задачи методом приближений.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОПТИМИЗАЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНОЙ ЗОНЕ ЛОКАЛЬНЫМ РАЗОГРЕВОМ

Емалетдинов А. К., Алетдинов А. Ф.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
emaletd@mail.ru

Процесс сварки, обусловленный местным сплавлением соединяемых частей изделия или совместным их пластическим деформированием, сопровождается изменением структуры и свойств в зоне соединения и возникновением поля остаточных напряжений. В термической зоне образуются различные виды дислокационной субструктуры: полигональное, сетчатое, ячеистое, полосовое и фрагментированное распределение, которые и определяют внутренние напряжения и физико-механические свойства сварного соединения и его долговечность. Путем локального нагрева поверхности сварной зоны можно оптимизировать дефектную структуру и внутренние напряжения для повышения долговечности изделия.

Рассмотрена плоская модель деформационного состояния бесконечной и конечной пластины, содержащей участок заданной ширины из другого материала (сварного слоя или припоя) в условиях локального нагрева поверхности. Записана полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, уравнение равновесия для термоупругих напряжений, кинетики дислокаций и микротрещин и граничные условия. Уравнение равновесия записывалось для эффективных напряжений, состоящих из термоупругих и внутренних напряжений, создаваемых неизвестной плотностью дислокаций. Локальный нагрев представлял собой участок пластины заданной толщины, в котором задавалась постоянная мощность тепловыделения. В процессе отжига плотность дислокаций менялась от заданной начальной вследствие процессов полигонизации, переползания и аннигиляции дислокаций. Уравнение кинетики дислокаций включало следующие слагаемые: плотность термоактивационных источников дислокаций, член, описывающий взаимную аннигиляцию дислокаций в приближении среднего времени аннигиляции, диффузионный член, описывающий неоднородное распределение дислокаций. Записано уравнение кинетики объема фазовых превращений. Проведено численное исследование системы уравнений методом приближений. Построены решения для плотности дислокаций и объема фазового превращения в зависимости от времени и координаты вдоль пластины при различных режимах локального разогрева постоянного, периодического и различных видов движения источника разогрева. Установлено, что существуют оптимальные режимы локального разогрева, когда процесс полигонизации и образования ячеистой структуры формирует мелкозернистую структуру. Построены фазовые траектории, бифуркационные и фазовые диаграммы типов решений. Проведен анализ влияния теплофизических и геометрических параметров сварной зоны и пластины на плотность дислокаций и микротрещин.

В процессе эксплуатации элементов микроэлектроники важную роль играют внутренние напряжения, влияющие на характеристики и долговечность элементов. Численно исследованы поля внутренних напряжений, созданных полученными плотностями дислокаций в зависимости от времени и координаты. Записаны выражения для полей внутренних напряжений с учетом действия сил зеркальных изображений от границ раздела. Проведено численное моделирование полей напряжений при различных режимах локального разогрева и различных видов движения источника разогрева. Установлено, что существуют оптимальные режимы локального разогрева, когда внутренние напряжения минимальны.

ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ФУНКЦИИ ЛЕГИРОВАННОГО α – ЖЕЛЕЗА

Горячев Ю. М., Дехтярук В. И., Симан Н. И., Фиялка Л. И.

Институт проблем материаловедения НАНУ, Киев,
phil02@ukr.net

Анализировалась электронная структура и термодинамические функции легированного альфа – железа $Fe_{(1-x)}A_x$. Здесь А – Al, Si, P, S, $0 < x < 0.10$. Исследования проводились расчётным много - кластерным методом групповых орбиталей линейной комбинации атомных орбиталей (ГОЛКАО) [1,2]. Основные результаты приведены в таблице:

A	x	T, K	E_{AT} , eV/at	ΔH , eV/at	ΔS , eV/at.K	ΔF , eV/at	C_p , eV/at.K
–	0	300	4.33	– 4.30	$5.04 \cdot 10^{-4}$	– 4.15	$1.77 \cdot 10^{-4}$
	0	800	4.33	– 4.18	$10.72 \cdot 10^{-4}$	– 3.32	$2.77 \cdot 10^{-4}$
Al	0.01	300	4.32	– 4.29	$5.04 \cdot 10^{-4}$	– 4.14	$1.77 \cdot 10^{-4}$
	0.05		4.30	– 4.27		– 4.12	
	0.10		4.27	– 4.24		– 4.09	
	0.01	800	4.32	– 4.17	$10.72 \cdot 10^{-4}$	– 3.31	$2.77 \cdot 10^{-4}$
	0.05		4.30	– 4.15		– 3.29	
	0.10		4.27	– 4.12		– 3.26	
Si	0.01	300	4.36	– 4.33	$5.04 \cdot 10^{-4}$	– 4.18	$1.77 \cdot 10^{-4}$
	0.05		4.45	– 4.42		– 4.27	
	0.10		4.53	– 4.50		– 4.35	
	0.01	800	4.36	– 4.21	$10.72 \cdot 10^{-4}$	– 3.35	$2.77 \cdot 10^{-4}$
	0.05		4.45	– 4.30		– 3.44	
	0.10		4.53	– 4.38		– 3.53	
P	0.01	300	4.33	– 4.30	$5.04 \cdot 10^{-4}$	– 4.15	$1.77 \cdot 10^{-4}$
	0.05		4.36	– 4.33		– 4.18	
	0.10		4.40	– 4.37		– 4.22	
	0.01	800	4.33	– 4.18	$10.72 \cdot 10^{-4}$	– 3.32	$2.77 \cdot 10^{-4}$
	0.05		4.36	– 4.21		– 3.35	
	0.10		4.40	– 4.25		– 3.39	
S	0.01	300	4.31	– 4.28	$5.04 \cdot 10^{-4}$	– 4.13	$1.77 \cdot 10^{-4}$
	0.05		4.25	– 4.22		– 4.07	
	0.10		4.19	– 4.16		– 4.01	
	0.01	800	4.31	– 4.16	$10.72 \cdot 10^{-4}$	– 3.30	$2.77 \cdot 10^{-4}$
	0.05		4.25	– 4.10		– 3.24	
	0.10		4.19	– 4.04		– 3.18	

В таблице приведены: энергия атомизации E_{AT} , изменения энтальпии ΔH , энтропии ΔS , свободной энергии Гиббса ΔF при переходе из атомарного состояния в твердо кристаллическое и теплоёмкость C_p .

Полученные результаты нами были использованы при выборе метода легирования альфа – железа для упрочнения или пластификации матрицы соответствующих композитов и металлокерамик.

1. Горячев Ю.М., Ковенская Б.А., Самсонов Г.В. Расчет электронного спектра соединений переходных металлов методом ГО-ЛКАО. Science of sintering, 1978, Vol.10, Special issue, p.p 83- 89.
2. Горячев Ю. М. Автореферат дис. докт. ф.-м. н. . Київ, ИПМ, АН УРСР, 1983, 33с.

МОДУЛЯЦИЯ В КОМПЛЕКСНЫХ КАРБИДАХ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ

Казанцева Н. В., Степанова Н. Н., Виноградова Н. И., Черных Д. С.*,
Яковлева С. П.*

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

** Институт физико-технических проблем Севера, СО РАН, Якутск*

Как известно образование планарных дефектов в кристаллической решетке металла происходит при движении дислокаций. В фазах внедрения, к которым относятся карбиды, появление таких дефектов имеет несколько другой характер. Отклонения от стехиометрии по углероду создают в слоях неметаллических атомов карбида вакансии, которые приводят к ускорению диффузии и вносят искажения в плоскости расположения металлических атомов. В зависимости от состава и термической обработки, эти вакансии также могут упорядочиваться, формируя новую длиннопериодную модулированную решетку, построенную на основе исходных кристаллических решеток – кубических или гексагональных.

Мелкодисперсные карбиды, выделяющиеся в теле зерна и на границах зерен, способствуют повышению прочности никелевых суперсплавов. Первичные дисперсные карбиды MeC на основе ниобия, титана, циркония или тантала выделяются при кристаллизации жаропрочных никелевых суперсплавов, наряду с основной упрочняющей γ' -фазой (Ni_3Al). При термообработке и испытании на ползучесть карбиды MeC претерпевают превращения с образованием вторичных сложных глобулярных хромовых, молибденовых и вольфрамовых карбидов $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 и Me_6C .

В докладе представлено исследование образования планарных дефектов в карбидах хрома $Me_{23}Cr_6$ и Me_7Cr_3 в никелевых суперсплавах ЭП-800 и ЖС-32 в условиях больших пластических деформаций. Для никелевых суперсплавов этого класса карбид Me_7C_3 является переходным, метастабильным. Его появление связано с обеднением карбида $Me_{23}C_6$ по углероду в результате деформации и последующего отжига для суперсплава ЖС-32 и длительной наработки для суперсплава ЭП-800. Предполагается, что обнаруженная в работе модуляция в карбиде Me_7C_3 никелевых суперсплавов может быть связана с внешними приложенными напряжениями (удар в ЭП-800 и сдвиг под давлением в ЖС-32). Релаксация внешних напряжений, ускоряющих диффузию углерода, происходит за счет упорядочивания дефицитных по углероду слоев уже в этом карбиде.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Казанцева Н. В., Виноградова Н. И., Ригмант М. Б., Пирогов А. Н.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург.

Метастабильные фазовые состояния, оказывают сильное влияние на физические и механические свойства металлов и сплавов. Особенно интересно процесс образования метастабильных фаз происходит в упорядоченных сплавах, поскольку при этом может происходить локальное изменение ближайшего окружения атомов разного сорта.

Сплавы на основе интерметаллида Ni3Al имеют широкое промышленное применение для изготовления лопаток газовых турбин, турбин ТЭЦ или турбин самолетов. Появление метастабильных фаз в никелевых суперсплавах обнаружено как при отжигах, так и после больших пластических деформаций.

Обычно магнитные свойства никелевых суперсплавов не исследуют, поскольку рабочие температуры этих материалов достаточно высоки (600-900С). Однако пластическая деформация может оказывать сильное влияние не только на прочностные, но также и на магнитные характеристики никелевых суперсплавов.

В данной работе мы представляем сравнительное исследование структуры, магнитной восприимчивости и фазовых превращений в никелевых суперсплавах после больших пластических деформаций. Исследования проводили на монокристаллах никелевых суперсплавов типа ВКНА-4У (90% γ' - фазы) и ЭИ-437-Б (9 % γ' - фазы) с ориентацией [001], выращенных из расплава по методу Бриджмена, и поликристаллических образцах сплава ЭП-800 (40% γ' - фазы), вырезанных из лопатки турбины после аварии. Образцы суперсплава ЭИ-437-Б деформировали прокаткой при комнатной температуре. Для деформации образцов суперсплава ВКНА-4У применяли метод ударно-волнового нагружения. Показано, что магнитные исследования, обладающие более высокой чувствительностью к изменениям, которые происходят в материалах в условиях деформации, могут быть успешно применены для исследования метастабильных фазовых состояний никелевых суперсплавов. Обнаружено значительное изменение магнитной восприимчивости, сопровождающее образование длиннопериодной метастабильной фазы со сверхструктурой D0₂₂.

ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТЕПЛОВЫЕ АТОМНЫЕ КОЛЕБАНИЯ В Ca,Sr И La

Блантер М. С.¹⁾, Глазков В. П.²⁾, Соменков В. А.²⁾

¹⁾Московский государственный университет приборостроения и информатики,
Москва, Россия

²⁾РНЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
mike@blanter.msk.ru

Исследование проводилось на дифрактометре «Диск» Курчатовского нейтронного центра. Определялась температурная зависимость атомного объема и фактора Дебая-Валлера, а по последнему – величина среднеквадратичных атомных смещений. Исследованы превращения при нагревании ГЦК → ОЦК в кальции, двойная ГПУ → ГЦК в лантане и ГЦК → ГПУ в стронции. В кальции и лантане обнаружено «нормальное» поведение – повышение уровня среднеквадратичных атомных смещений и, соответственно, понижение температуры Дебая. Особенностью тепловых атомных колебаний в кальции является заметная температурная зависимость (снижение) температуры Дебая, как это наблюдается в актинидах, вызванная, вероятно, ангармонизмом. В двойной ГПУ решетке лантана наблюдается сильная анизотропия тепловых колебаний и сильный рост амплитуды в плоскости базиса, вызывающий неустойчивость решетки при приближении к температуре полиморфного превращения. Переход к изотропной ГЦК решетке снижает максимальный уровень тепловых колебаний за счет перераспределения колебаний по кристаллографическим осям и тем самым, возможно, расширяет температурную область существования кристаллического состояния в этом металле. В стронции

наблюдается «аномальное» изменение тепловых атомных колебаний при переходе от низкотемпературной ГЦК модификации к высокотемпературной ГПУ модификации: уровень среднеквадратичных тепловых атомных смещений снижается (повышается температура Дебая). Эта «аномалия», возможно, связана с «инверсией» последовательности полиморфных модификаций-появлением анизотропной ГПУ фазы при более высоких температурах, чем изотропной ГЦК, как это наблюдается в большинстве других металлах.

Работа поддержана РФФИ по гранту 07-02-00331

ПЕРВОПРИНЦИПНЫЕ РАСЧЕТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИНОРОДНЫХ ВНЕДРЕННЫХ АТОМОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ

Блантер М. С.¹⁾, Дмитриев В. В.¹⁾, Байков В.²⁾, Рубан А.²⁾

¹⁾ *Московский государственный университет приборостроения и информатики,
Москва, Россия*

²⁾ *Королевская высшая техническая школа, Стокгольм, Швеция*
mike@blanter.msk.ru

Сильное взаимодействие растворенных внедренных атомов друг с другом существенно влияет на структуру и свойства многих металлических сплавов, в которых имеются твердые растворы внедрения (наиболее известным примером является мартенсит в сталях). Такое взаимодействие обычно моделируется как сумма дальнедействующего деформационного и короткодействующего «химического» взаимодействий. В феноменологической теории деформационное взаимодействие обычно определяется в рамках модели Канзаки-Кривоглаза-Хачатуряна, а «химический» вклад подгоняется по экспериментальным данным по диффузии, термодинамической активности, внутреннему трению или другим свойствам.

В настоящей работе энергии взаимодействия внедренных атомов кислорода в первых шести координационных сферах ОЦК Nb и семи - ГПУ Hf были определены в рамках первопринципных расчетов методом плоских присоединенных волн (PAW) с использованием пакета программ Vienna Ab-initio Simulation Package (VASP). Получена общая энергия взаимодействия и выделены «химический» и деформационные вклады. Дальнедействующая часть деформационного взаимодействия была рассчитана по силам Канзаки и смещениям атомов растворителя, определенным с помощью VASP.

Применимость полученных энергий взаимодействия для описания твердых растворов внедрения проверена путем моделирования и сравнения с имеющимися в литературе экспериментальными данными по структуре упорядоченных твердых растворов и термодинамической активности. Показано, что использованная модель межатомных взаимодействий применима для описания исследованных твердых растворов внедрения.

Работа поддержана РФФИ по гранту 07-02-00331 и Королевской Шведской Академией Наук.

ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В Ni–Mg И Ni–Mg–C СИСТЕМАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ

Портной В. К., Леонов А. В., Федотов С. А.

МГУ им. М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия

portnoy@general.chem.msu.ru

Показаны общие закономерности и особенности кинетики формирования фаз в системах Ni–Mg и Ni–Mg–C при механохимическом синтезе (МС).

МС проводился в планетарной мельнице (FRITCH) в атмосфере Ar. Для мониторинга изменения структуры, субструктуры и фазового состава использовался рентгеновский дифракционный метод. ДСК анализ и отжиги при температурах, соответствующих тепловым эффектам позволили идентифицировать стадийность и температурные интервалы образования фаз и упорядочения при переходе к равновесному состоянию.

Показано, что формирование конечных продуктов при МС двойных смесей Ni₇₅Mg₂₅ (1) и Ni_{66.7}Mg_{33.3} (2) проходит через стадию образования аморфной фазы. В результате МС состава 1 после 500 мин обработки сформировался ГЦК твердый раствор Ni(Mg) (в равновесном состоянии растворимость магния в никеле практически отсутствует [1]). Период решетки твердого раствора составлял 0.3602 нм ($a_{Ni} = 0.3526$ нм), размер ОКР 3 нм. Для состава 2 в результате помола образовалась двухфазная смесь, состоящая из аморфной фазы и ~ 6 масс. % дисперсного никеля. После отжига в течение двух часов при 800°C фазовый состав образцов соответствовал равновесной диаграмме.

Возникновение аморфной фазы связано с началом образования фазы богатой магнием – NiMg₂. Подтверждением этому служит ДСК анализ образцов после различных этапов помола. Низкотемпературный (~ 180°C) экзотермический эффект, на ДСК кривых образцов после кратковременного (20 – 80 мин) помола соответствовал кристаллизации аморфной фазы с выделением фазы NiMg₂.

МС тройных сплавов проводился по двум схемам:

1. Помол смесей элементарных компонентов, состава Ni₆₀Mg₂₅C₂₀ (3)
2. Помол смеси выплавленного интерметаллида Ni₂Mg, порошка Ni и графита (4).

Показано, что начальная стадия помола смеси элементарных компонентов характеризуется деформацией частиц Mg с образованием текстуры вдоль базовой плоскости (002).

В результате МС обеих смесей, независимо от вида исходных компонентов, образовался кубический двойной карбид антиперовскитного типа Ni₃MgC_x (стр. тип E₂₁).

Особенностью в формировании двойного карбида из смесей разного типа является то, что в случае МС элементарных компонентов, также как для двухкомпонентной смеси, на промежуточном этапе наблюдалось образование аморфной фазы.

Работа проводилась при поддержке РФФИ, Грант РФ 06-03-32490a

1. Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio (1990) 3, 2529-2530

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Ширманов Н. А.

Ульяновский государственный технический университет, г. Ульяновск, Россия
pas-shirmanov@yandex.ru

В современной металлообработке широко используется режущий инструмент (РИ) упрочнённый износостойкими ионно-плазменными покрытиями. Строение и свойства данных покрытий могут значительно отличаться от соответствующих свойств инструментального материала, что позволяет сдерживать процессы изнашивания и разрушения контактных площадок режущего инструмента.

Исследование кинетики износа РИ с покрытием показало, что причиной разрушения покрытия является образование трещин на контактных площадках инструмента вследствие склонности режущей части РИ к упругопластическим деформациям, недостаточно высокая трещиностойкость материала покрытия и прочность его адгезионной связи с инструментальной основой (ИО) из-за высоких остаточных напряжений в покрытии и их перепада на границе раздела “покрытие – ИО”. Поэтому исследование указанных причин, приводящих к образованию трещин и разрушению покрытия, а именно: исследование структуры, остаточных макронапряжений, физико-механических свойств покрытий, а также адгезионно-прочностных свойств композиции “покрытие – ИО” во взаимосвязи с изнашиванием РИ с покрытием, является актуальной задачей.

Износостойкие ионно-плазменные покрытия наносили на установке “Булат” на твердосплавные пластины группы ВК. В качестве покрытий были выбраны нитриды и карбонитриды Ti, Zr, Si и их сочетания. Рентгеноструктурные исследования образцов с покрытиями проводили на установке “ДРОН – 3М”. Микротвёрдость покрытий H_{μ} измеряли на микротвердомере Mitutoyo НМ-122. Исследование модуля упругости E и упругого восстановления R проводили с помощью нанотвердомера Nano-Hardness Tester, CSEM. Прочность сцепления покрытия с инструментальной основой K_0 оценивали методом вдавливания алмазного конуса на твердомере ТК-2М. Работоспособность РИ с покрытием определяли при точении нержавеющей стали 12Х18Н10Т.

Проведённые исследования показали, что наличие легирующих элементов в износостойких покрытиях на основе TiN приводит к повышению их физико-механических свойств. Покрытия сложного состава имеют более высокие физико-механические свойства, о чём и свидетельствует величина микротвёрдости H_{μ} и остаточных макронапряжений σ_0 , которые формируют упругопластические характеристики покрытий (E и R) и адгезионно-прочностные свойства композиции “покрытие – ИО”. Все указанные изменения механических и адгезионно-прочностных свойств покрытий, легированных Zr, Si и углеродом, тормозят процесс трещинообразования и разрушения покрытий, что сказывается на снижении изнашивания РИ с покрытием при резании нержавеющей стали в 1,7-2,5 раза по сравнению с РИ с покрытием TiN.

Проведёнными исследованиями было установлено, что динамика образования трещин на РИ с покрытием зависит от состава и свойств осаждаемого покрытия. Нанесение покрытий значительно снижает упруго-пластическую деформацию режущего клина РИ, при этом в большей степени это обеспечивают покрытия сложного состава, что связано с их высокими физико-механическими свойствами, высоким уровнем сжимающих остаточных напряжений и наличием в них микро-слоистости.

KEY ROLE OF THE DEFORMATION MECHANISMS IN PHASE TRANSITIONS IN SOLIDS, LIQUIDS, BIOLOGICAL TISSUES (TUMOR GROWTH, AGING, ADAPTATION TO STRESS AND MEDICAL TREATMENT ARE INCLUDED)

Kisel V. P.

Inst. of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr.,
kisel@issp.ac.ru

The true, unique goal of science is the discovery of not the mechanism, but the unity... The question is not whether the nature is unique but in what way it is unique.

Anri Poincare, "Science and Hypothesis" (1902)

Recent investigations irrefutably show that real crystals, glasses, melts, liquids, gases always contain nuclei and nanoclusters of various phases. The interface stresses due to structural and mechanical mismatch between phases play the key role in phase transitions. The first important goal of this work (the request for the invention) is the universality of the deformation and relaxation mechanisms (DRM) during phase transitions in solids, glasses, liquids, melts, gases and biological tissues [1]. This is confirmed by the correlation of transition parameters for various materials: shear moduli, viscosity, surface tension, activation energies of deformation and heat of phase transitions, hysteretic character of their variation, the influence of phase prehistory, the similar reactions to physical and chemical effects, the similarity of kinetic curves for crystallization from the melt or glass state, redox reactions, diffusion, electrical conductivity, electrochemical deposition, adsorption-desorption, martensitic and structural transformations, etc. [1]. Mechanical treatments of phase systems induce some of them to grow at the expense of the others up to chemical compounds forming (mechanical alloying, acoustochemistry). Of specific note is the fact that DRM unravel all the features of tumor growth and meta-static processes, adaptation mechanisms to different types of stress and medical treatment for biological systems, etc. Second important finding based on literature data shows the same DRM nature of the effects of ultralow doses (ULD) of physical and chemical impacts (chemical agents, the irradiation of particles, light and electromagnetic fields, etc.) on solids, liquids and biological tissues [1]. These effects are due to mechanical hardening and softening on the scales of observation from the atomic (molecular) to microscopic cell structures, macroscopic organisms and populations. It is worth stressing that the dependences of hardening-softening on pulse amplitude and duration are the same for micro- and macrodeformation of all the materials. The stress rate and the dwell time between the pulses (frequency), temperature, impurity concentration, irradiation dose of particles, electromagnetic fields, currents, etc. dependences of softening have the same V-shaped form for single and nanocrystals, liquids and biological tissues and organisms [1] (various types of adaptation to stress [2], apoptosis and proliferation of cells [3], aging, etc.).

1. Kisel, V.P. In: Untraditional natural resources, innovation technologies and products. Collected scientific works. Issue 10. RANS ed., Moscow, 2003, pp 183-196 (in Russian)
2. Garkavi, L.Kh., Kvakina, E.B., Kuz'menko, T.S. Antistress reactions and activation therapy. Moscow, RANS, IMEDIS, 1998, 617 p. (in Russian).
3. Piruzian, L.A., Malenkov, A.G., Radkevich, L.A. Dokl. Akad. Nauk, 2004, vol.395, No 2, pp. 261-265.

MECHANISMS OF PLASTICITY AND FRACTURE IN CRYSTALS UNDER LOW AND SHOCK-WAVE STRESSES

Kisel V. P.

Inst. of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr.,

kisel@issp.ac.ru

The effect of applied compressive/extension stresses, s ($s = 0.6S$ to $95S$, where S is the resolved shear stress) and stress rates (10 to 10^6 MPa/sec) on dislocation dynamics was investigated in pure NaCl and InSb single crystals in the temperature range $T = 4 \cdot 10^{-3}$ to $0.945T_{\text{melt}}$, T_{melt} is the melting point. The general damping character of dislocation unpinning, motion and multiplication (work hardening of crystals, WH) under creep and interrupted loadings manifests in the ultimate mean path lengths of individual dislocations (UMPID). Having covered a certain UMPID determined by crystal prehistory and test parameters, the dislocations exposed to successive exhausting multiplication and then fracture thus forming point defects, slip lines, slip bands, sub-grains, grain boundaries, nano- and microcracks, macrocracks in series in all the materials [1-2].

The first important finding of this work is the fact that the dependences of the UMPID versus creep, impulse, impact and shock wave stresses, temperature and impurity concentration are topologically similar to the conventional macroscopic strain-stress WH curves for the same crystals and test parameters. As for microscopic stresses for dislocation motion and multiplication the concentration dependences of flow stresses under fixed strains or fracture stresses at low and ultra-low temperatures and strain rates [2-4] are similar to the same dependences of impact/shock wave stresses and stress rates at normal and elevated temperatures [4-6]. The climb, dislocation cross-slip and athermal bowing mechanisms are confirmed by the same so-called “memory effect” at low (Figs 23-24 in [7]) and ultra-high ($s \sim 95S$, [8]) stresses and stress rates, because dislocation dipoles are left in the wake of expanded dislocation loops along the whole deformation WH curve. This means that the same micromechanisms govern the dislocations and macroscopic flow up to the flow stresses in nanostructured (NSC) and fractured crystals.

The second important finding is that the micro-/macro-WH varies nonmonotonously to crystal softening according to the pulse length of the unloadings (restore time), and these dependences are the same for micro-/macroscopic flow up to the extremely high values in NSC crystals [9] and fractured oriented polymers [10]. The last fact and the similarity of the other features of deformation and fracture of crystals and polymers at various length scales corroborate the universality of the micromechanisms of plastic flow and fracture in crystals and polymers due to same dislocation-like defects.

1. V.P. Kisel. *Physica Status Solidi (a)*, 1995, vol. 149, No 1, pp 61-68.
2. V.P. Kisel. In: “Mechanisms and mechanics of damage and failure” (ECF-11), Eds. J.Petit et al., EMAS, Warley, UK, 1996, vol.1, pp.145-150. Abstracts of the V Int. Conf. on the Fundamentals of Fracture (ICCF-V), Aug.18-21,1997, NIST, Gaithersburg, Maryland, USA, pp 28-29.
3. N.S. Kissel and V.P. Kisel, *Mater.Sci. Engn.A*, 2001, vol. 309-310, pp 97-101.
4. A.K. Mukherjee, W.G. Fergusson, et al. *J. Appl. Phys.*, 1966, vol. 37, No 10, pp 3707-3713.
5. V.P. Kisel. *J. Phys. (Paris)*, 1985, vol. 46, Suppl. No 12, pp C10-(529-532).
6. S.V. Razorenov, G.I. Kanel' et al. *Fiz. Metal. Metalloved.*, 2003, vol. 95, No 1, pp 91-96
7. J.J. Gilman, W.G. Johnson. *Solid State Physics*, 1962, vol. 13, pp 147-222.
8. E.V. Darinskaja, A.A. Urusovskaja, et al., *Fiz. tverd. Tela*, 1982, vol.24, No 3, pp 940-941
9. R.Z. Valiev, I.V. Aleksandrov, *Doklady Acad. Nauk*, 2001, vol. 380, No 1, pp 34-37.
10. V.R. Regel, F.I. Slutsker, E.T. Tomashevskii. *Kineticheskaja priroda prochnosti tverdykh tel*, Moscow, Nauka, 1974, 560 pp (in Russian).

DEFORMATION MECHANISMS IN SUPERSOLID AND SUPERFLUID He

Kisel V. P.

*Inst. of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr.,
kisel@issp.ac.ru*

If we take into consideration the deformation properties of solids and liquids, the so-called viscosity of solids equal'll to the reversed value of work-hardening of crystals and this value will be very sensitive to the rate of deformation [1]. The initial stages of deformation of solids, liquids and gases (laminar flow) are structurally identical to the primary straight slips in early stages of deformation of solids, while at the high-level stages of deformation (turbulent flow with critical velocity for its beginning) this corresponds to the higher work-hardening stages (WHS) of plastic deformation with the decreasing size of cells or grains and their intensive rotation – the so-called grain-boundary sliding. Moreover, correlation was found between the coverage of adsorbed organic layer (rigid covers hardening effect on plastic flow) and the critical current in thin superconducting Nb films [2], the effect of hard environment or confining surfaces on the carrier dynamics in carbon nanotubes [3], etc. Detailed analysis of the diffusion and waves of crystallization in solid ^4He [4] in this work showed that they were also governed by the universal deformation mechanisms in the plasticity of phase transitions in the states of low-friction matter (dust plasma, liquid and solid ^4He and ^3He , etc., low WHS at low temperatures [5]). And there is the same thermomechanical effects in ordinary ice growth on the fine porous ceramic in water (with a high rate of several millimeters per day) due to strong interface forces between ice crystal and the confining solid surfaces as in superfluid $^4\text{He-II}$ [6]. The well-known energy spectrum for thermal excitations in liquid $^4\text{He-II}$, where the energy is plotted as a function of momentum ($T_\lambda > T > T = 1.1\text{K}$) [7] and designates the atomic-scaled drag of He atom to move in the superfluid $^4\text{He-II}$ as a function of its displacement under external slow neutron particle. In other words this is the typical lower-temperature stress-strain curve with the characteristic upper yield point in comparison with smooth and lower flow stress (WHS) curve at higher temperature of liquid $^4\text{He-I}$ (4.2K), without the so-called roton-hollow part of the curve. This confirms the above arguments in favor of the same mechanisms in solids, liquids and gases and means that the quasilinear part of these atomic-scaled deformation curves corresponds to single phonons pathlengths – the pathlengths of single carriers of plastic slip in liquids (the laminar flow), while the so-called part of linear work-hardening means the multiplication of phonons, etc. (the turbulent flow) in accordance with the well-known complete package of notions for dislocation microstructure along the confined deformation curve in crystals [1]. This is confirmed by the previous references to the close interconnection between dislocations and phonons in solidified helium crystals [8], the complete explanation of various properties of moving ions, particles and electrons in solidified gases in terms of local plastic deformation of matrix [9], the key role of deformation localization in the pairing of particles at low temperatures and by the scaling of flow and fracture stresses in crystals from atomic to global scale lengths from solid helium up to diamond and hard ceramics, metallic glasses, etc. [8]. The works [10] show the effect of superconductivity (superfluidity) governed by the sharp rise of electron velocity at WHS with lowering of temperatures, and it is this extreme WHS that creates the additional localization of matrix plasticity, makes the $^4\text{He-II}$ more superviscous in fine confining slots; it makes pairing of electrons more efficient for their overcoming of lattice resistance with the help of higher crystal WHS under electron jet.

1. Kisel V.P. J. Phys. (Paris). 1985, v. 46, Suppl. No 12, pp C10 (529-532).
2. Shvarts Dm. et al.Eur.Lett.2005,v.72,465-471.Louret J.S.et al.Phys.Rev.B,2005,v.72,113413
3. Keshishev K.O.,Parshin A.Ja., Babkin A.V. Pis'ma v ZhETF. 1981, v. 80, No 2,716-728 (a).
4. L.G. Korshunov, N.L. Chernenko. Fizika Metal. Metalloved. 2006, v. 101, pp 660- .
5. Gorelik Ya.B., Kolumin V.S. Priroda (Nature, Moscow). 2001, No 10, pp 7-15.

6. Yarnell, Arnold, Bendt, Kerr. Phys. Rev. Lett. 1958, v.1, p. 9-; Phys. Rev. 1959, v.113, p 1379-
7. Kissel N.S., Kisel V.P. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, pp 97-101.
8. Kisel V.P. 2nd Int. Conf. Cryo-Quantum Crystals, 7-12.09.1997, Polanica-Zdroj, Abst. P113, P224.
9. Kisel V.P. preprint at <http://arXiv.org/abs/cond-mat/0009246> (2000).

UNIVERSALITY OF DISLOCATION MICROMECHANISMS IN ION DYNAMICS

Kisel V. P.

Inst. of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr.,
kisel@issp.ac.ru

Although the softening or hardening effects of various surface treatments (surface polishing-Ioffe effect for NaCl; surface moistening by liquid metals-Rebinder effect; surface irradiation with light or heavy particles; solid particle erosion and emission, amorphization; surface/ sub-surface point defects-impurity segregation, surface films/coatings and oxidation, diffusion, etc.) have been studied thoroughly, there is no consensus about the same dislocation nature of these phenomena till now. This work demonstrates the universality of the dislocation plasticity of a material in front of the moving charged ion (electron) which qualitatively and quantitatively describes atomic-, micro- and macroscale lengths of observation of electrical conductivity in solids: the Ohm's law is only the electrical equivalent of the Hooke's law in quasi-elastic stage of deformation, then stages of plastic flow under the electromigration (EM), electro-plastic effect of metals/semiconductors, ion implantation and diffusion, dielectric breakdown and under surface- layer deformation-damage (field emission from the surface, electroluminescence, solid particle erosion and ablation, corrosion and dissolution of solids, desorption and electrodeposition, redox, etc.). This conclusion is confirmed by: 1. The same "size effects", the surface roughness effects, the sensitivity of corrosion, C, thermal expansion coefficient, TEC, electromigration, EM, electroconductivity, EC, and the parameters of deformation, DM, EM to T, predeformation and heat prehistory, composition, concentration, size distribution and spacings of impurities, lattice symmetry, electroplastic effect and work-hardening of solids at low /high temperatures [1-5]. 2. The same dependences of orientation angle anisotropy for, TEC, EM and DM in the h.c.p. crystals [1] and the similar effect of magnetic field on deformation and electrodeposition. 3. The non-monotonous temperature behaviour of TC, HC, EC, TEC is similar to the low-/moderate temperature and in the vicinity of the melting point yield stress anomalies (YSA) in insulators, metal alloys, crystalline gases, etc.[1-5]. 4. The smoothness of electrodeposits and their dissolution (or the micrograin structure and their misorientations due to mechanical softening of solids [1,6] strongly depends on the form of pulses/current-stress rate, relative amplitudes and the lengths of current pulses and pauses between them in various metals and alloys. 5. Electromigration, electrodeposition/electrodissolution, corrosion and electrical breakdown processes are the different stages of current mechanical stressing and deformation of solids. The scaling behavior of volt-ampere $J(U, T)$, ion mobility, $\mu(U, T)$, and ion velocity, $v(U, T)$, frequency dependences in a model crystal and the parameters of ion dispersion and emission with the parameters of work-hardening (strain-stress) curves of conventional insulators, solidified gases at different temperatures, T, energies of ions, etc. confirms this approach [1]. This is valid for any heavy local plastic deformation of solids around the positive/negative ions which is expanded up to macroscopic dislocation paths in crystals during the charge flights. So, the conventional crystal work-hardening governs the parameters of their particle erosion and emission.

1. Kisel, V.P., 2nd International Conf. on Cryocrystals and Quantum Crystals, 7 –12.09.1997, Polanica-Zdroj, Poland, Abstracts No P1-13, P2-24.
2. Kisel, V.P. et al., Phil. Mag., 1993, v. 67A, No 2, pp. 343-360
3. Kisel, V.P., Mater. Sci. Engn. A, 1993, v.164, pp 356 - 359

4. Kisel, V. P., Mater. Sci. Forum, 1993, v.119-121, pp 227-232
5. Kisel, V.P., Phys. Stat. Solidi, 1995, v.149a, No 1, pp 61-68
6. Makino, H. et al., Jpn. J. Appl. Phys., 1998, v. 37, No 9B, 5301

CLASSICAL DEFORMATION PROPERTIES IN THE PHASE TRANSITIONS OF VARIOUS MATERIALS INCLUDING QUANTUM SOLID AND LIQUID HELIUM

Kisel V. P.

Inst. of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr.,
kisel@issp.ac.ru

*Raffiniert ist Herrgott, aber boshaft ist er nicht. Albert Einstein
 (Our Lord is sophisticated, but doesn't bear malice against us)
 Research is to see what everybody else has seen, and to think
 what nobody else has thought. Albert Szent-Györgi*

It is generally accepted now that various phase transitions are accompanied by the spontaneous nucleation of various topological defects (point defects and clusters, dislocations, slip bands, grain boundaries, twins, cracks in solids; vortex, point and linear defects, twins in magnetic flux line lattices during superconducting transition in type-II superconductors; vortex state in superfluid ^4He and topological defects in superfluid ^3He , etc.). But it is also well known that the nucleation of matrix defects is always accompanied by defect motion and even multiplication, which is the standard manifestation of elastic and inelastic (plastic) deformation of matter. Moreover, as we know, any type of plastic deformation in all classes of materials is usually accompanied by close related physical (heat-generating/absorbing effects, topological defects, acoustic and electromagnetic radiation over extra-wide ranges of frequencies, charged and neutral particles emission in nuclear decay and fission, nucleus and clusters of new structures, etc.), chemical (new molecular and electron configurations, valence states, spin orientations, bond lengths and angles, etc.) and biological (broken atomic and molecular bonds, specific defects of metabolism - reactive oxygen species (ROS), conformation or structural changes of more complicated biological forms, cell mitosis tissue growth, etc.) transformations in parallel. So, it is these features that are well known for plastic deformation and structural transitions in solids, liquids, plasma and gases may be the distinguishing signs of plastic deformation and its governing role in phase transitions. And it is this plastic deformation, its topological defects and their physical/chemical effects at phase transitions that can explain such an unexpected and not understood yet but the well-known characteristic signs as generating/absorbing effects of electromagnetic radiation in cell mitosis and during intensive relative motion of normal component to the superfluid one in the so-called "quantum liquid" He II [1], heat-generating/absorbing and electromagnetic field effects that appears spontaneously at the normal-to-superconducting transitions [2], superfluid vortices have been observed in He^4 following rapid quenching to the superfluid state [3] and vortex formation by merging of initially indeterminate relative phases of Bose-Einstein condensate [4], deformation effects at phase separation in Fermi gas [5], topological defects are produced in rapid isotropic to nematic transitions in a nematic liquid crystal, chemical reactions, etc. These atomic and molecular conformations during phase transitions can be explained in terms of microscopic plastic deformation (MPD) mechanisms too, that is why we preferred to use well known the same deformation effects which are observed in a broad class of materials. The scaling of flow stresses ranging from atomic to global length scales points to the same micromechanisms of plasticity and fracture mainly concerned with the intimate structure of individual dislocations (dislocation jogs and kinks), but not to the generally accepted phenomenological Arrhenius

law [6-7]. It was clearly demonstrated earlier that the occurrence of lattice imperfections and their multiplication under deformation resulted in the increase of the rate of phase transitions, chemical reactions, combustion and explosion, etc.[6-7].

1. Rybalko A.S. *Fiz. Nizk.Temp.* 2004, v.30, No11, p1321; *Ibid.* 2005, v.31, No 7, pp 820-825.
2. Carmi R. et al. *Nature*. 2000, v. 404, p 853; Watanabe M. et al. *Phys. Rev. Lett.* 1994, v. 72, p. 3429.
3. Hendry P.C., Lawson N.S., Lee R.A.M. et al. *Nature*. 1994, v. 368, No 6469, pp 315-317.
4. Scherer D.R., Weiler C.N., et al. *Phys. Rev. Lett.* 2007, v. 98, No11, p.110402
5. Partridge G.B., Li W., Liao Y.A. et al. *Phys. Rev. Lett.* 2006, v. 97, No 19, pp 190407 (1-4).
6. Kisel V.P., Kisel N.S. *Functional Foods for Cardiovascular Diseases*, TX, USA, 2006, 213 – 234.
7. Kissel N.S., Kisel V.P. *Mater. Sci. Eng. A*, 2001, v. 309-310, pp 97-101.

DISLOCATION MECHANISMS EXPLAIN THE FEATURES OF LOW TEMPERATURE HEAT CONDUCTIVITY IN RARE-GAS SOLIDS

Kisel V. P.

Inst. of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr.,
kisel@issp.ac.ru

Although the dislocations have a profound effect on thermal (TC) and electron (EC) conductivity, the mechanisms of phonon- and electron-dislocation interaction are not understood yet in real materials. The remarkable findings of the work are the clear demonstration of the crucial role of dislocation mechanisms in NC and EC of solidified and liquid helium and other solids at very low temperatures (T), and the scaling behavior of stresses for dislocation interaction phonons (PH), electrons (ES) and lattice physical imperfections (DS) at subatomic, atomic, meso- and macroscopic length scales under heat, current or dislocation flow (during the ultrasonic, impulse or macroscopic loadings up to the shock stresses) in various solids. Solid He is a highly suitable model crystal with the unique simple composition of second phase precipitates. Zhuze and Kontorova were the first to find the strict correlation between hardness (H_v) and TC (or inverse TR – thermal resistivity) in non-metal crystals. Dislocation interactions with PH and ES are very sensitive to the DS (lattice work-hardening, WH) like it is during the dislocation plasticity in standard solids. This conclusion is confirmed by: i) The same ‘size-effects’ the surface roughness effect (the so-called ‘diffuse boundary scattering of phonons’, for example) for the samples under TC, σ and deformation at low temperatures. Experiments demonstrate that much of diffusive scattering is caused by movable dislocations from the numerous dislocation sources on the abraded sample surfaces. ii) The same effect of predeformation (the size and orientation of crystallite grains, the density of extended bulk defects – grain boundaries, dislocation defects and their aggregations, etc.). es; iii) The same dependences of orientation angle anisotropy for TR in prismatic and basal planes and mobility of ions in h.c.p. solid ^4He are typical for the dislocation plasticity (DP) in h.c.p. crystals: during the charge flight the heavy deformed localized zones around the positive and negative ions successively expands along the direction of external force by the aside shear of lattice atoms. This means that the low ion mobility in the basal planes is determined mainly by dislocation plasticity in perpendicular direction – in prismatic planes and *vice versa*. Low PS in the basal planes are concerned with subatomic-scale motion of dislocations in the same planes which are determined mainly by the low drag of decreased concentration of dislocation jogs in hard prismatic (cross-slip) planes and by high drag stresses in prismatic planes due to high jog concentration in easy basal planes. This model is universal for all types of crystals which is confirmed by the influence of increased low concentration of the pinning points on the YS

(in alkali halides, h.c.p. Mg-Zn, Mg-Li single crystals or in the so-called photo-plastic effect under illumination in h.c.p. semiconductors and decrease of differences in TC with the increase of low concentration of impurities which are the additional points of jog generation like it was for the shear stresses in primary and cross-slip planes. iv) The non-monotonous temperature behavior of TC and σ is similar to the low-temperature yield stress (YS) anomaly in alkali halides, metal alloys and crystalline methane: in the low concentration range of chemical impurities crystalline WH shifts the temperature maximum of YS, T_{\max} , to higher values, whereas at higher impurity content the crystal WH reduces the T_{\max} . The estimates of the T_{\max} for TC, σ -curves, and the T_{\max} increase with crystal WH growth (under the rise of pressure in the solid ^4He , too) exactly correspond to the T_{\max} of the non-monotonous T-dependent component of local stresses

$$\sigma_i(T) = 2G(T) [a_1(T) - a_2(T)] (AT - T_{\text{melt}})$$

at the interface of the matrix and the second-phase nano- or micro-precipitates in the same crystals (solid ^4He matrix, for example), where $[a_1(T) - a_2(T)]$ is the difference in thermal expansion coefficients at the interface of $^3\text{He} - ^4\text{He}$ precipitates, G is the matrix shear modulus, the constant value $A < 1$ takes account of partial stress relaxation of σ_i at $(T > 0.5T_{\text{melt}})$ temperatures, T_{melt} is the melting point.

DISLOCATION MECHANISMS DETERMIN THE THERMAL CONDUCTIVITY OF LIQUIDS AND SOLIDS INCLUDING SUPERCONDUCTORS AND SUPERFLUIDS

Kisel V. P.

Inst. of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr.,

kisel@issp.ac.ru

Zhuze and Kontrova were the first to suggest the correlation between hardness (H_v , mechanical properties) and λ (or the inverse thermal resistivity, W) in non-metal crystals [1]. Dislocation interactions with phonons and electrons are very sensitive to the lattice work-hardening, WH, like it is during the dislocation plasticity in conventional solids, liquids, gases, etc.

1. This conclusion is confirmed by the same “size effect” and the surface roughness effect (the so-called “diffuse boundary scattering of phonons”), the same T- and WH dependences of the spread of data points and $\lambda(T)$, the same dependences of orientation angle anisotropy for W in prismatic and basal planes and mobility of ions in h.c.p. solid He, thermal expansion coefficient, α , at low temperatures, thermal prehistory and the predeformation (WH) of the samples under thermal or deformation flow at low temperatures. Experiments demonstrate that much of the diffusive scattering is caused by mobile dislocations from the numerous dislocation sources on the abraded sample surfaces. The phonon quasiparticles are the carriers of plastic deformation [7].

2. The detailed analysis of the experiments on liquid $^4\text{HeII}$ [2] shows that its especial hydrodynamics or plastic flow (the so-called superfluidity) in fine tubes and slices is concerned with the influence of their confining effects and the special deformation properties of liquids in these cases [3]. This is confirmed by detailed analysis of the data of work [4].

3. The non-monotonous behavior of $\lambda(T)$ [5,6] is similar to the low-temperature yield stress $\sigma_y(T)$ anomaly in alkali halides, metal alloys and crystalline methane [7]. The estimates of the T_{\max} for λ , $\sigma_y(T)$ - curves, and the T_{\max} increase with crystal hardening rise [7] (in crystals with low impurity content under the rise of pressure [6] in solid He, too) correspond to the T_{\min} of the non-monotonous temperature-dependent component of local stresses

$$\sigma_i(T) = 2 G(T) \cdot [\alpha_1(T) - \alpha_2(T)] \cdot (AT - T_{\text{melt}})$$

near the second-phase nano- or micro-precipitates in the same crystals (⁴He matrix with ³He impurities), where ($\alpha_1 - \alpha_2$) is the difference in thermal expansion coefficients (α) at the interface of ³He matrix-⁴He precipitate or vice versa, T is the temperature, G is the matrix shear modulus, T_{melt} is the melting point of the matrix, constant value A<1 takes account of partial stress relaxation of σ at high (T > 0.5T_{melt}) temperatures [7-8].

1. Zhuze, V. P. Kontorova, T.A., Zhurn. Tekhn. Fiz., 1958, v.28, pp 1727-1733.
2. Kapitza P.L. Zh. Eksper. Teor. Fiz. 1941, v. 11, No 1, pp 1-31
3. Daunt J.G., Smith R.S. Rev. of Mod. Phys. 1954, v. 26, No 2, pp 172-236.
4. Kisel V.P. XVII I St.Petersburg's Readings on the Problems of Strength dedicated to the Centennial Anniversary of Prof. A.S. Stepanov, St.Petersburg, Russia, October 2008, Collected works.
5. Keshishev K.O., Parshin A.Ja., Babkin A.V. Pis'ma v ZhETF. 1981, v. 80, No 2, 716-728.
6. Anderson, A. C., in : Dislocations in Solids, ed by F. R. N. Nabarro, v. 6, North-Holland, Amsterdam, pp. 235-262.
7. Mezhov-Deglin, L. P., Zh. Exp. Teor. Fiz., 1967, v. 52, pp.868-870; *Ibid.*, 1965, v. 49, pp. 66-79.
8. Kissel N.S., Kisel V.P. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, pp 97-101
9. Kisel V.P., in: Proceed. of IX Int. Conf. on Phonon Scattering in Condensed Matter (Phonon'98), 26-31.07.1998, Lancaster, UK, Programme and Abstracts, PosC18.

SIMULTANEOUS ANALYSIS OF NICKEL ALLOYS AND HIGH ALLOY STEELS USING THE FUNDAMENTAL PARAMETER METHOD

Yoshiyuki Kataoka, Hisayuki Kohno, Hisashi Homma, Kohei Kansai

*Rigaku Industrial Corporation,
Osaka, Japan*

X-ray fluorescence spectrometry is widely used for the analysis of nickel alloys and high alloy steels since it is a rapid and precise analytical method. The strong inter-element effects that appear in such analyses can be quite accurately accounted for by influence coefficient methods. However, these alloys cover a wide concentration range of several important elements, such as nickel and iron, and consequently the number of required standards can be extremely large, and many calibration sets may be required. The influence coefficient method may be based on fixed (constant) coefficients or on coefficients that vary with composition, and in both cases fundamental parameter methods can be used for their determination. The influence coefficient method is thereby effectively an approximation variant of the fundamental parameter method.

We have evaluated the analysis of nickel alloys and high alloy steels by using the fundamental parameter method directly, covering the entire concentration range with a single calibration for each element. The results obtained were satisfactory and demonstrated that the method can be applied to the analyses of both, major and trace elements. For example, 0.11wt% of accuracy was obtained for nickel within a concentration range of 0.24 to 74.2 wt%. A multi-channel spectrometer was used for the analysis of all elements in nickel alloys and high alloy steels reported in this study in order to comply with the requirements of high speed and high precision.

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ (Mg, Ti) НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

**Стрелецкий А. Н., Леонов А. В.*, Колбанев И. В., Теселкин В. А.,
Борунова А. Б.**

Институт химической физики РАН, Москва, Россия
str@center.chph.ras.ru

**Химический факультет МГУ, Москва, Россия*

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и электронной микроскопии, адсорбции проанализированы закономерности образования дефектной структуры при механической активации металлов с гексагональной структурой (Mg и Ti), а также смесей металлов с добавками графита, нитрида бора и тефлона. Механическую активацию проводили в вибрационной мельнице в атмосфере аргона, иногда с добавками гексана или бензола. Детальный анализ уширений рентгеновских линий активированных образцов позволил определить характеристики 5 типов дефектов при различных дозах механической обработки. Измеряли концентрацию хаотических распределенных дислокаций, размеры областей когерентного рассеивания (ОКР) и вероятность образования 3 типов дефектов упаковки (ДУ) (деформационных (со скольжением в базисной и призматической плоскости) и двойников). Внешние размеры частиц активированных образцов и изменение их формы определяли методами микроскопии и удельной поверхности. Механические свойства активированных образцов контролировали тензометрическим методом регистрации давления в процессе единичного удара.

Оказалось, что на начальной стадии механической активации происходит пластическое деформирование металлов вне зависимости от природы металла, наличия или отсутствия твердых или жидких добавок. Пластическое деформирование сопровождается образованием хаотически распределенных дислокаций и деформационных дефектов упаковки. В магнии доминируют ДУ со скольжением в базисной плоскости («базисные» ДУ), а в титане – со скольжением в призматической плоскости. По мере увеличения дозы механической обработки магния концентрация хаотически распределенных дислокаций возрастает, концентрация «базисных» ДУ достигает стационарного значения, а размеры ОКР начинают уменьшаться. Одновременно появляются двойники. При этих условиях характер деформации частиц магния изменяется и наступает стадия хрупкого разрушения частиц. Вывод о переходе от пластического деформирования к хрупкому разрушению подтверждается прямыми наблюдениями деформации активированных образцов в режиме единичного импульсного нагружения.

Введение добавок (например, графита) приводит к ускорению стадии перехода от пластического деформирования к хрупкому разрушению. В работе детально сопоставлена кинетика накопления дефектов и деформационное поведение системы в зависимости от природы металла, типа добавки и др.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (N 07-03-00610a и N 06-03-32553a) и Программы №8 Фундаментальных исследований Президиума РАН.

МОРФОЛОГИИ МИКРОСТРУКТУРЫ В СИСТЕМЕ АЛЮМИНИЙ-КРЕМНИЙ

Аубакирова Р. К., Жумаканова В. Р., Алпысбай И. М.

АО «Национальный центр космических исследований и технологий», Алматы, Казахстан
iliyas@list.ru

Несмотря на многолетние исследования металлов и сплавов, в твердом и жидком состояниях до сих пор остаются открытыми вопросы о формах упорядочения металлической жидкости, влияния структуры расплава на морфологию фаз при кристаллизации, структуру и свойства литого металла.

Целью данной работы являлось изучение влияния термовременных режимов обработки на изменение структуры и свойств силуминов эвтектического состава. Температура обработки варьировалась от 600 до 1150°C с выдержкой в печи 3 и 10 минут. Установлено влияние термовременной обработки на структуру силуминов.

После выдержки расплава при 590-630°C в течении 3 минут наблюдается большое количество эвтектики, на фоне которой выделяется два типа дендритов – одни крупные, хорошо ограниченные, с четкими осями первого и более высоких порядков, другие – относительно мелкие, собранные в своеобразные хлопьевидные «сгустки». Предполагается, что при закалке происходит фиксация развития реакции выделения алюминиевой фазы из расплава, при термической обработке не успевшей завершиться до конца. Обработка расплавов при 660°C связана с резким изменением микроскопической структуры образцов: строение дендритов приобретает ориентированный характер в пределах одной колонии. Алюминиевые выделения имеют практически одно строение, и местами выделяются кристаллы, так называемы «перистые». Термическая обработка расплавов при 700°C приводит к дендритной структуре, аналогичной полученной после обработки при 660°C. При 740-770°C – новая трансформация микроскопической структуры сплавов: структура принимает вид ориентированных дендритов, появляются многочисленные образования с различным шагом осей второго порядка, перекрещивающихся под острыми углами порядка 15-20°, количество «перистых» кристаллов увеличивается. При 800°C в структуре образца наблюдаются большое количество стержневых «перистых» образований и очень тонкие перепутанные нитевидные кристаллы, собранные в своеобразные «пучки», образующие отдельные скопления. Резкие изменения структуры закаленных образцов после термовременной обработки наблюдается и при 850°C с последующей закалкой из жидкости: исчезают обычные дендриты, наблюдавшиеся при низкой температуре обработки, появляются объемные частицы кремния, от которых растут «нитевидные», «звездчатые» кристаллы на фоне значительного количества эвтектической фазы. Таким образом, обработка при 850°C является точкой превращения, при которой происходит расслаивание на чистые компоненты, один из которых (тугоплавкий) затвердевает. Чистый алюминий принимает форму разветвленных дендритов. Обработка при 900 и 950°C приводит к возникновению структур, полученных ниже 850°C. Схожая по структуре с 850°C наблюдается при 1150°C с выдержкой 3 минуты. Обработка при более высоких температурах увеличивает дисперсию структурных составляющих.

Анализ данных изменения микротвердости говорит о том, что твердость с температурой закалки меняется не монотонно: возникают максимумы при 630, 700 и 850°C, т.е. аномалии в изменении свойств в значительной степени коррелирует с точками изменения структуры. Таким образом при 660°C, около 770°C, около 850°C и вблизи 1150°C выявляются кардинальные точки трансформации структуры.

МОДЕЛЬ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ РАСПЛАВА

Князева А. Г., Крюкова О. Н.

Учреждение Российской Академии наук Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
okruk@ms.tsc.ru

Одним из наиболее эффективных методов упрочнения поверхности является наплавка с использованием концентрированных источников энергии – электрической дуги, лазерного и электронного излучения. Метод легирования металлов при электродуговой наплавке активно внедряется в разных странах, хотя ее применению препятствуют значительные потери энергии вследствие отражения излучения обрабатываемым объектом. В последние годы широкое развитие получили электронно-лучевые технологии закалки и наплавки поверхностных слоев металлов и сплавов. Новым методом упрочнения поверхности является поверхностная наплавка и легирование на воздухе в пучке высокоэнергетических релятивистских электронов. Подобная технология реализуется с использованием разработанных в ИЯФ СО РАН электронных ускорителей, обеспечивающих возможность расплавления практически любых материалов. Большинство известных теоретических работ в данной области посвящено анализу полей температуры в зоне воздействия электронного луча или изучению характера гидродинамического течения в ванне расплава, форма и размеры которой зависят от типа движущегося эффективного источника тепла, соответствующего режиму обработки. Роль всевозможных физико-химических процессов сводится лишь к изменению величины этого эффективного источника. На самом деле различные физико-химические процессы, протекающие совместно в неравновесных условиях, характеризующихся основными технологическими параметрами, непосредственно влияют на динамику температурного поля. Их непосредственное включение в математические модели, наряду с учетом геометрических особенностей обрабатываемых деталей, открывает новые возможности для управления технологическими процессами и их стадиями с целью получения заданных свойств материалов.

В данной работе предложена модель обработки поверхности с использованием потока релятивистских электронов. Показано, что частицы, попавшие в расплав из шлаков, сказываются на количественных и качественных характеристиках процесса кристаллизации, что соответствует данным эксперимента.

Дальнейшее развитие модели предполагает учет фазовых и структурных превращений в твердой фазе при кристаллизации и остывании, в том числе связанных с перераспределением легирующих элементов; роли в структуре поверхности неплавящихся включений, поступающих из шлаков, обеспечивающих защиту поверхности от воздействия окружающей среды, в процессе обработки и т.п. Например, неплавящиеся включения, поступающие в расплав, могут служить дополнительными центрами кристаллизации, обеспечивающими формирование мелкой структуры поверхностного слоя по сравнению с объемом. В условиях неравновесной кристаллизации форма и размер растущих кристаллов неоднородны по объему образца и существенно зависят от технологических параметров. Эти эффекты учитываются в нашей модели.

АНОМАЛИИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗА ПРИ ~ 650 И 900°С КАК СЛЕДСТВИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕМ

Шахназаров К. Ю., Тепленичева А. С.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Россия
karen812@yandex.ru

При температуре A_3 (~ 900 °С) безусловного $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ превращения у Fe есть два признака ПНП-эффекта (ПНП — пластичность, наведенная превращением; *trip* — transformation induced plasticity): пик δ , δ (75 %) выше, чем ψ (70 %) (Е.М.Савицкий). У углеродистых и низколегированных сталей, растягиваемых в интервале $A_1 - A_3$, когда идет безусловное $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ превращение, есть три признака ПНП-эффекта: минимум ψ , максимум δ , $\delta > \psi$ (Г.И.Погодин-Алексеев, А.Г.Васильева).

Такие же три признака (минимум ψ , максимум δ , δ (40 %) > ψ (37 %)) ПНП-эффекта у Fe, растягиваемого при 600°С (Е.М.Савицкий). Это позволяет предполагать превращение в железе вблизи 600°С, чему есть другие свидетельства: выше 600°С начинается скачкообразный рост «внутренних напряжений, возникающих в армко-железе при нагревании», и динамической пластичности (Е.М.Савицкий), что является признаком превращения (Г.Тамман, Э.Гудремон); площадка текучести на кривой растяжения при 600°С монокристалла Fe высокой чистоты находится на нисходящей ветви (Т.Такеучи, Д.С.Каменецкая и др.), как и у сталей, растягиваемых в интервале $A_1 - A_3$ (Г.И.Погодин-Алексеев, А.Г.Васильева).

Темп снижения твердости железа в интервале 550 – 650 (на 20 кг/мм²) в ~ 3 раза выше, чем в интервале 650 – 750°С (на 7 кг/мм²). Качественно так же меняется твердость вблизи температур полиморфного превращения у циркония и титана (М.Г.Лозинский), кобальта, лантана и церия (Е.М.Савицкий). Поскольку М.Г.Лозинский считал, что методом измерения твердости можно выявлять фазовые превращения, это позволяет считать, что у железа при 650°С есть признаки полиморфного превращения.

Предполагаемое превращение при 650°С подобно и магнитному — оно безгистерезисно: на кривых термоЭДС отчетливые изгибы при ~ 640°С как при нагреве, так и при охлаждении (Н.Т.Гудцов привел кривые Берлинера в учебнике). А. Ле Шателье, измеряя термоЭДС, подтвердил воззрения Пионсона, который калориметрически показал критичность температуры 660°С для Fe. Выделял температуру 670°С и А.Шульце, считавший, что магнитное превращение Fe распространяется на интервал 720 – 783°С, а на 50°С ниже температуры начала магнитного превращения, т.е. при 670°С (720 – 50 = 670), наблюдается ускоренный рост температурного коэффициента электросопротивления. Так же изменяется максимальная проницаемость (Р.Бозорт).

Приведенные экспериментальные данные можно по-другому интерпретировать, но вряд ли стоит игнорировать, как это сделал В.С.Меськин, отрицавший превращение в железе ниже 700°С по данным других исследователей, но не заметивший минимумы ψ (Г.Н.Мехед) и числа кручений до разрушения (А.Совер) железа при 600°С.

МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА ИТТРИЙ-АЛЮМИНИЕВОГО ГРАНАТА, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Кийко В. М., Колчин А. А., Милейко С. Т., Толстун А. Н.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл.

kiiko@issp.ac.ru

Иттрий-алюминиевый гранат, по-видимому, является материалом, обладающим весьма высоким сопротивлением ползучести вплоть до температуры 1600 °С. Использование такого материала в виде армирующей компоненты волокнистых композитов позволяет на его основе разрабатывать композиты для высокотемпературных применений.

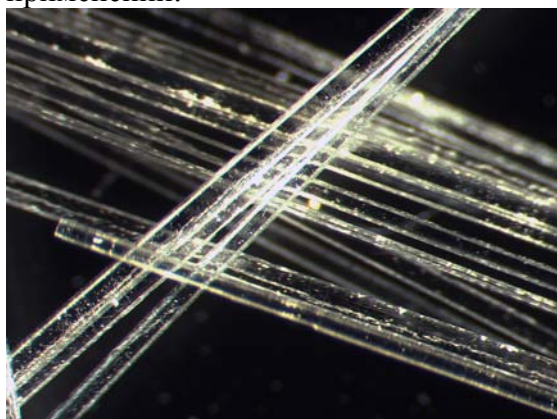


Рис. 1. Волокна иттрий-алюминиевого граната

Волокна (рис. 1) изготавливались методом внутренней кристаллизации, производительность которого способно реально обеспечить получение конструкционных композитных материалов. Механические характеристики волокон, получаемых таким методом, соответствуют свойствам волокон, получаемых другими более известными, но существенно менее производительными методами. Волокна иттрий-алюминиевого граната испытанные при высокой температуре, показали сопротивление ползучести, соответствующее макроскопическим монокристаллическим

блокам.

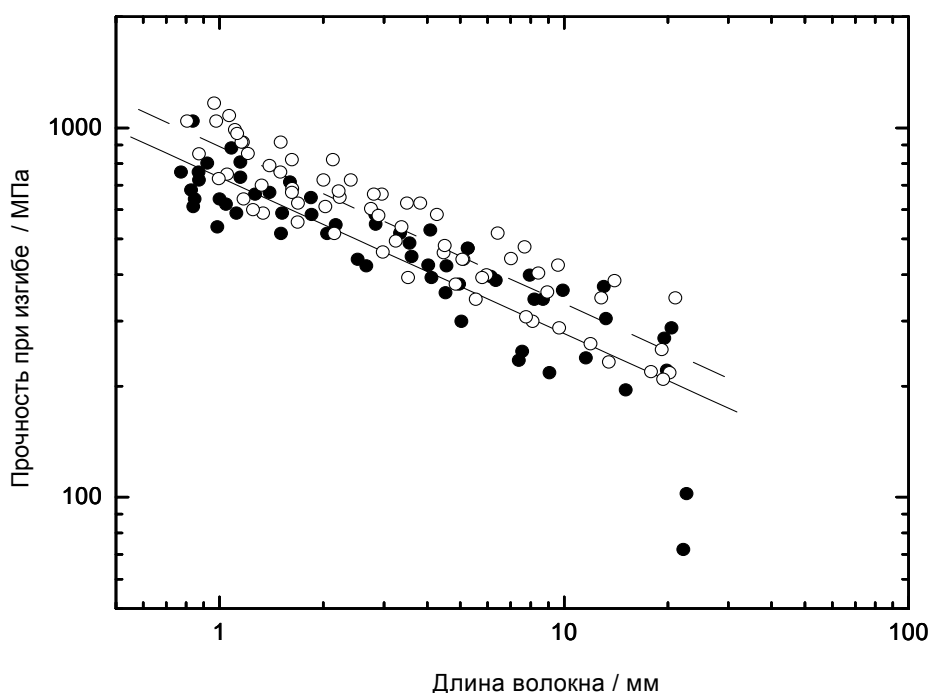


Рис. 2. Масштабная зависимость прочности при изгибе волокон иттрий-алюминиевого граната (черные точки) до термообработки и после.

Прочность волокон во многом определяется наличием в них дефектов, термических напряжений и т.д., что нивелируется различными технологическими приемами.

Так, специальная термическая обработка волокон может привести к заметному увеличению их прочности, рис. 2.

Кроме того, изучены фрактограммы волокон после испытаний, и выявлено влияние различных дефектов на разрушение волокон.

ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА $Al_2O_3 - Y_3Al_5O_{12}$, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ: МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Кийко В. М., Колчин А. А., Новохатская Н. И.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл.

kiiko@issp.ac.ru

Острота проблемы получения высокотемпературных конструкционных материалов, обладающих достаточной трещиностойкостью при низких температурах, вызвала интерес к получению эвтектических материалов на основе оксидов.

Однако, использование таких эвтектик «напрямую» в качестве конструкционных материалов, по-видимому, ограничивается их недостаточным сопротивлением распространению трещин, по порядку величин соответствующих трещиностойкости однородных оксидов. Представляется более эффективным применение таких эвтектик в виде волокон в композитных структурах, управление свойствами границы раздела волокно - матрица в которых способно обеспечить необходимые механические характеристики.

Перспективным рядом в указанных целях из числа эвтектик представляются эвтектики составов $Al_2O_3 - ReAlO_3$, $Al_2O_3 - Re_3Al_5O_{12}$, где Re – редкоземельный элемент. В этом ряду эвтектические $Al_2O_3 - Y_3Al_5O_{12}$ волокна являются, как представляется, наиболее близкими к практическому применению по сопротивлению ползучести при высокой температуре, прочности и степени изученности.

Волокна изготавливались методом внутренней кристаллизации, имеющем на порядок более высокую производительность, чем более известные методы Степанова или Edge defined Film fed Growth (EFG), Laser Heated Pedestal Growth (LHPG) или Micro-pulling down (μ -PD), т.е. методом, реально способным обеспечить получение конструкционных композитных материалов на их основе для высокотемпературных применений.

Установлена зависимость между скоростью кристаллизации, характерными размерами структуры, прочностью и ползучестью волокон. Например, в некотором интервале скоростей характерные размеры микроструктуры с ростом скорости кристаллизации уменьшаются от микронного до наномикронного диапазона с одновременным увеличением прочности волокон при комнатной температуре. Изучены также особенности микроструктуры волокон. Получены масштабные зависимости прочности волокон при комнатной температуре и результаты испытаний на прочность и сопротивление ползучести при высокой температуре. Испытания волокон и интерпретация результатов проведены по специально разработанным методикам. Следует отметить, что прочность волокон при высокой температуре соответствует прочности эвтектических образцов макроскопических размеров, полученных другими авторами.

РОЛЬ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТОВ УПАКОВКИ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Анисович А. Г., Тофпенец Р. Л.

ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь
anna-anisovich@yandex.ru

Теория пластической деформации металлов как основной фактор, определяющий пластичность, рассматривает сдвиговую устойчивость кристалла и ее влияние на характеристики дислокаций, характер их движения, трансформацию механизмов, ответственных за формирование структуры. Важную роль в дислокационной теории пластической деформации играет ширина расщепления дислокации, непосредственно связанная с образованием в решетке дефектов упаковки (ду) и их энергией (эду).

Проследить за картиной формирования субструктуры металлов с учетом величины энергии дефектов упаковки при внешних энергетических воздействиях можно на примере использования энергетических воздействий в импульсном режиме, так как в этом случае возможна периодическая накачка энергии и анализ трансформации структуры по мере увеличения числа импульсов (циклов). За формирование структуры при импульсных воздействиях ответственны деформационная и тепловая компоненты воздействия. Результатом реализации деформационной компоненты импульсного (циклического) воздействия является неоднородное распределение напряжений. В местах максимальных напряжений возникают сдвигонеустойчивые состояния, характер которых зависит от уровня напряжений, задаваемых энергетическими условиями воздействия. Релаксация напряжений осуществляется за счет генерирования дислокаций, ответственных за формирование фрагментированной структуры. В формировании структуры участвуют трансляционная, изгибная и ротационная моды пластичности. Формирование фрагментированной структуры начинается при накоплении энергии, достаточной для активации границ зерен и возникновения атом-вакансионных состояний. При этом границы ранее сформированных ячеек или полигональных блоков «рассыпаются», а освободившиеся дислокации участвуют в формировании фрагментов. Такая картина формирования субструктуры характерна для металлов с высокой энергией дефектов упаковки и подтверждается на примере структурообразования в алюминии (э.д.у.~150 эрг/см²) при лазерной обработке в режиме циклирования. При обработке сплавов алюминия, в которых энергия дефектов упаковки снижена (э.д.у.~50 эрг/см² в закаленном состоянии) вследствие легирования, альтернативой переползанию дислокаций с образованием фрагментированной структуры (рис.1; А, Б, В - фрагменты с высокой разориентировкой.) является формирование ячеистой структуры (рис.2).

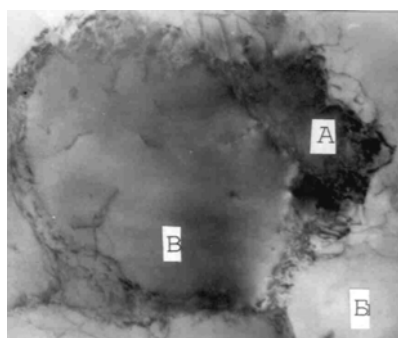


Рис. 1. Формирование фрагментированной структуры в алюминии А9999 при лазерном воздействии в интервале температур $300 \leftrightarrow 200^{\circ}\text{C}$ 10 циклов.

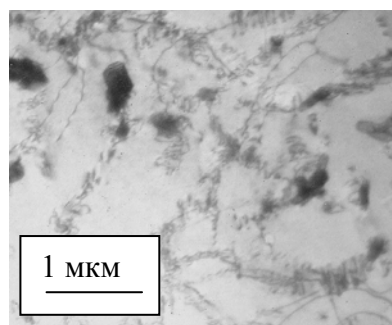


Рис. 2. Начало формирования ячеистой структуры в сплаве Д16 при лазерном воздействии в интервале температур $200 \leftrightarrow 200^{\circ}\text{C}$ 10 циклов

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Семенова Л. М.¹⁾, Власова И. В.¹⁾, Бахрачева Ю. С.²⁾

¹⁾ *Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия*

²⁾ *Волгоградский институт бизнеса, г. Волгоград, Россия*

Kobceva-Inna@yandex.ru

При использовании термоциклической обработки для повышения комплекса физических и механических свойств конструкционных сталей с изменением числа термоциклов происходит самопроизвольное возникновение новых структур вследствие неравновесных фазовых переходов. Эти переходы соответствуют переходам системы через точки бифуркационной неустойчивости. Последовательность кинетических переходов следует рассматривать как процесс самоорганизации системы, происходящий при изменении внешних параметров.

В материаловедении термоциклическую обработку можно рассматривать как способ получения диссипативных структур и повышения комплекса свойств. Диссипативную структуру принято описывать с применением математического аппарата фрактальной геометрии, используя правило золотой пропорции

$$X^{P+1} - X^P - 1 = 0, \quad (1)$$

где P – степень уравнения.

В работах последних лет В.С. Ивановой [1], В.Е Панина [2] и др. показано, что правило золотого сечения соблюдается при формировании фрактальных диссипативных структур во время кинетического фазового перехода в открытых нелинейно неравновесных системах при сильном энергетическом воздействии, поэтому фрактальные диссипативные структуры можно выявить с помощью расчета.

В работе анализировались неравновесные фазовые переходы в конструкционной стали 35Х при термоциклическом воздействии с применением математического аппарата фрактальной геометрии. Использование правила золотой пропорции при анализе формирующихся структур позволяет определять меру устойчивости неравновесной системы и условия прохождения неравновесных фазовых переходов.

Термоциклическая обработка осуществлялась по схеме 840 – 450°C. Произведен расчет меры устойчивости системы через критические значения управляющего параметра в предыдущих и последующих точках бифуркации. Расчеты проводились по методике, предложенной В.С. Ивановой [1,3] с определением функции самоподобия (F), меры адаптации системы (Am), меры неустойчивости системы (Δ_i) и показателем последовательности достижения порогов устойчивости (m). Расчеты выполнялись по значениям микротвердости и величине аустенитного зерна.

В ходе расчетов было получено, что в 5 цикле при нагреве произошел неравновесный фазовый переход (т.е. произошла самоорганизация системы), в этом случае значения меры устойчивости системы $\Delta_i = 0,380$, Am = 0,79 при m = 4, p = 3. Это соответствует получению фрактальных структур и самоорганизации системы во время термоциклической обработки.

1. Иванова В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. – М.: Наука, 1992
2. Панин В.Е., Панин А.В. Фундаментальная роль наномасштабного структурного уровня пластической деформации твердых тел // МиТОМ, №2, 2006
3. Иванова В.С. Перспективы использования синергетического подхода в решении проблем наноматериаловедения // МиТОМ, №7, 2005

ВЛИЯНИЕ МИКРОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФЕКТА НА ДИНАМИКУ ПРЕДЕЛЬНО КОРОТКОГО ОПТИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСА В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ ТИПА ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК

Белоненко М. Б.

НОУ ВПО Волгоградский институт бизнеса, Волгоград, Россия

В данной работе рассматривается отклик сегнетоэлектрика (СЭ) с водородными связями на внешнее воздействие, представляющее собой ультракороткие лазерные импульсы, по динамике которых можно определить важные характеристики СЭ.

Уравнения движения Гейзенберга для средних значений псевдоспиновых операторов, для электромагнитной волны бегущей в направлении которое перпендикулярно полярной оси СЭ, имеют вид [1]:

$$\begin{aligned} \frac{d\langle S_j^x \rangle}{dt} &= [\sum_i J_{ij} \langle S_j^z \rangle + E_j \langle S_j^y \rangle]; \quad \frac{d\langle S_j^z \rangle}{dt} = -\Omega_j \langle S_j^y \rangle \\ \frac{d\langle S_j^y \rangle}{dt} &= \Omega_j \langle S_j^z \rangle - [\sum_i J_{ij} \langle S_j^z \rangle + E_j \langle S_j^x \rangle]. \end{aligned} \quad (1)$$

Где Ω_j – интеграл туннелирования в j -й ячейке; J_{ij} – обменный интеграл между i -й и j -й ячейками; E_j – внешнее электрическое поле в j -й ячейке. Операторы S_j^x и S_j^z имеют, соответственно, смысл оператора туннелирования между ямами и дипольного момента ячейки j образца. Дефекты будут моделироваться в рамках модели, в которой интеграл туннелирования зависит от ячейки. Уравнение на электрическое поле есть:

$$E_{tt} - c^2 E_{\xi\xi} = -4\pi \cdot \mu_0 \cdot \langle S^z \rangle_{tt}. \quad (2)$$

где μ_0 – концентрация сегнетоэлектрической ячеек.

В присутствии дефектов, как представлено на рис. 1 за ультракоротким импульсом образуется хвост, который обусловлен рассеянием импульса электромагнитного поля.

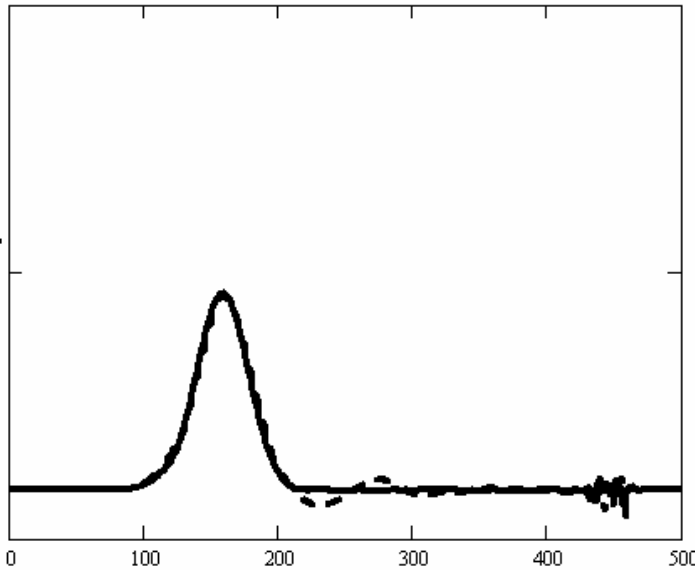


Рис. 1. Рассеяние ультракороткого оптического импульса на дефекте в сегнетоэлектрике. Биения показывают область первоначальной локализации импульса. Сплошная кривая – случай бездефектного образца.

1. Вакс В.Г. Введение в микроскопическую теорию сегнетоэлектриков. М.: Наука, 1973. 328 с.

ИЗОСТРУКТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ОЦК ЦИРКОНИИ

Трубицын В. Ю., Долгушева Е. Б.

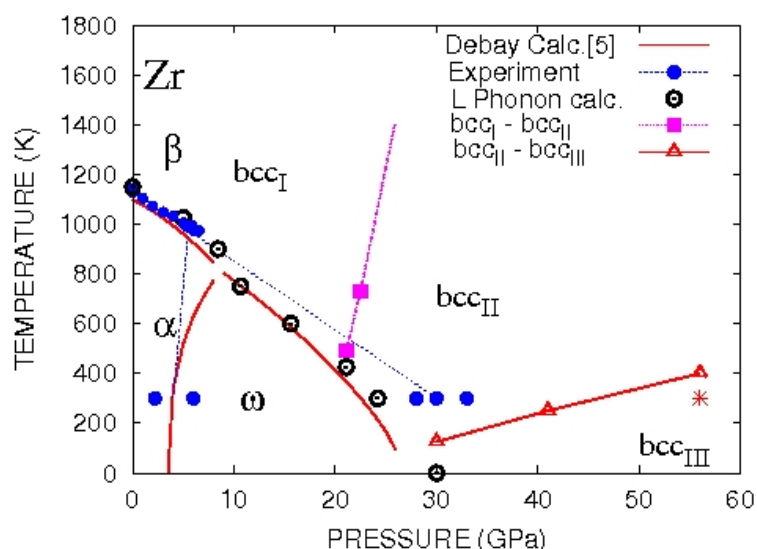
Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
tynew@otf.pti.udm.ru

В работе [1] экспериментально было обнаружено, что в bcc -Zr при комнатной температуре и давлении $P = 56$ GPa наблюдается резкое уменьшение (примерно на 1.2%) объема решетки. Авторы работы [1] предположили, что это изменение связано с наличием s - d изоструктурного перехода в bcc цирконии. Тем не менее, последующие подробные теоретические расчеты зонной структуры, проведенные разными авторами, не подтвердили существования такого перехода.

В работах [2,3] мы показали, что для теоретического определения области стабильности bcc фазы Zr можно ограничиться изучением характера движения псевдо-частицы в двумерном ангармоническом эффективном потенциале. Температурно-зависящий эффективный потенциал определялся, как изменение свободной энергии кристалла при смещениях атомов, соответствующих одновременно продольной и поперечной ветви колебательного спектра с волновым вектором $k = 2/3(1,1,1)$ (L_1 и L_1 -фононы).

В работах [2,3] было продемонстрировано, что частота колебаний поперечной L_1 моды циркония может быть использована в качестве индикатора, указывающего на то, какая структура (bcc или ω) более вероятны при данной температуре и давлении, а также определена линия равновесия $bcc - \omega$ фаз на $P - T$ плоскости.

В настоящей работе, используя аналогичный подход будет показано, что на $P - T$ фазовой диаграмме циркония, в области существования bcc -фазы, имеются три области с различным характером динамики решетки. А именно, при низких давлениях и высоких температурах происходит динамическая стабилизация сильно ангармонической решетки за счет значительного смещения атомов от положения равновесия в течении одного периода колебаний (на рисунке обозначена как bcc_I).



При высоких давлениях bcc структура характеризуется незначительным ангармонизмом продольной L моды и небольшими смещениями атомов около положений равновесия в решетке (bcc_{III}). В области промежуточных давлений наблюдаются колебания двух типов: продолжительные колебания вблизи положений равновесия атомов bcc решетки; и колебания, соответствующие перестройке bcc решетки снова в bcc

решетку, но с другой пространственной ориентацией (область bcc_{II}). Такие переходы происходят через "виртуальную" ω фазу. Определены линии равновесия между этими областями и обсуждена возможность изоструктурных переходов в Zr, связанных с изменением колебаний решетки.

1. Y. Akahama, M. Kobayashi, and H. Kawamura, J. Phys. Soc. Japan, **60**, 10, 3211 (1991).
2. V.Yu. Trubitsin Phys.Rev. B, **73**, 214303 (2006).
3. V.Yu. Trubitsin Phys.Rev. B, **73**, 214304 (2006).

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО СОСТОЯНИЯ НА ПЕРЕСТРОЙКУ РЕШЕТКИ ПРИ γ - α ПРЕВРАЩЕНИИ. РЕЗУЛЬТАТЫ ПЕРВОПРИНЦИПНЫХ РАСЧЕТОВ

Кузнецов А. Р.^{1,2)}, Окатов С. В.²⁾, Горностырев Ю. Н.^{1,2)}

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²⁾ *Институт квантового материаловедения, Екатеринбург, Россия*

A_Kuznetsov@imp.uran.ru

Понимание механизма полиморфного γ - α превращения в железе и его сплавах имеет фундаментальное значение как для общей теории фазовых превращений, так и для металлургических технологий. Не вызывает сомнения, что магнетизм играет определяющую роль в фазовом равновесии сплавов железа, однако, вопрос о зарождении новой фазы и влиянии магнитного состояния на полиморфное превращение остается дискуссионным.

С целью выяснения микроскопического механизма γ - α превращения мы провели расчет изменения энергии для различных магнитных состояний Fe в зависимости от бейновской тетрагональной деформации, сопровождающей ГЦК — ОЦК перестройку решетки. Расчет выполнен методами теории функционала электронной плотности (DFT), реализованными в схеме PAW-VASP в рамках неколлинеарного приближения, как для магнитоупорядоченного (метод спиновых спиралей (SS)), так и для парамагнитного состояния, которое моделировалось хаотически разориентированными магнитными моментами (DLM). Показано, что энергетика бейновского пути превращения существенно зависит от магнитного состояния Fe. Перестройка решетки Fe из парамагнитного (DLM) γ в магнитоупорядоченное α состояние сопровождается значительным выигрышем в энергии, требует преодоления низкого энергетического барьера и может происходить путем развития решеточной неустойчивости. В тоже время, переход из γ в парамагнитное α состояние характеризуется низкой движущей силой и требует преодоления значительного барьера.

Полученные результаты позволяют выявить важную роль магнитного порядка в развитии γ - α превращения. В результате, температура Кюри T_C α -Fe играет роль особой точки, в которой меняется характер превращения. При переохлаждении до температур $T > T_C$ превращение будет осуществляться по классическому механизму зарождения и роста новой фазы. В тоже время при $T < T_C$ следует ожидать развития γ - α перехода сдвиговым кооперативным механизмом. Этот вывод объясняет, почему наблюдаемая в чистом Fe температура старта мартенситного превращения M_s мало отличается от температуры Кюри T_C .

НАБЛЮДЕНИЕ АНИЗОТРОПИИ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕПЛООВОГО ДВИЖЕНИЯ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА В АЛЮМИНИИ

Прокофьев С. И.^{1),2)}, Johnson E.^{2),3)}, Жилин В. М.¹⁾, Dahmen U.⁴⁾

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

²⁾ *Nano Science Center, Niels Bohr Institute,
University of Copenhagen, Copenhagen, Denmark*

³⁾ *Materials Research Department, RISØ National Laboratory,
Technical University of Denmark, Roskilde, Denmark*

⁴⁾ *National Center for Electron Microscopy, LBNL, Berkeley, CA, USA*

prokof@issp.ac.ru

С помощью просвечивающей электронной микроскопии исследовано *in situ* тепловое движение нановключений (диаметр менее 30 нм) жидкого Pb, связанных с закрепленными дислокациями в тонких фольгах сплава Al_{99.35}Pb_{0.65} при температуре 447°C. Изучалась составляющая теплового движения связанных включений в плоскости перпендикулярной линии дислокации. Для чего были выбраны включения, связанные с дислокациями перпендикулярными плоскости электронно-микроскопического изображения. В результате обработки видеозаписей электронно-микроскопических наблюдений были определены точки траекторий теплового движения индивидуальных включений. С их помощью были определены величины и направления смещений включений в течение интервала времени 0.04 секунды (межкадровый интервал). Эти данные были суммированы, смещения были рассортированы по их направлениям с 10°-ным шагом по азимутальному углу и усреднены. В полярных координатах были построены азимутальная зависимость среднеквадратичного смещения включений и азимутальное распределение смещений включений по направлениям. Их форма заметно отклоняется от круговой симметрии. При этом, форма азимутальной зависимости среднеквадратичных смещений и форма азимутального распределения смещений по направлениям близки.

Электронно-микроскопические исследования показали, что температура огрубления граней {111} на поверхности нановключений Pb в твердом Al происходит при температурах значительно выше температуры плавления нановключений [1]. При этом, поверхность жидких включений состоит из граней {111} и из округленных участков огрубленной поверхности. Поскольку из зависимостей подвижности нановключений жидкого Pb в твердом Al от температуры и их размера следует, что при температуре 447°C на поверхности включений еще сохраняются грани {111} [2, 3], можно предположить, что наблюдаемая анизотропия обусловлена различием микроскопических механизмов, контролирующей скорость нормального смещения граней {111} и участков огрубленной поверхности.

1. H. Gabrisch, L. Kjeldgaard, E. Johnson, U. Dahmen. Equilibrium shape and interface roughening of small liquid Pb inclusions in solid Al. *Acta Mater.* 49 (2001) 4259.
2. S. I. Prokofjev, V. M. Zhilin, E. Johnson, U. Dahmen. Effect of Morphology on the Mobility of Nanosized Liquid Pb Inclusions in Solid Al. *Def. Diff. Forum* 264 (2007) 55.
3. С.И. Прокофьев, В.М. Жилин, E. Johnson, U. Dahmen. In-situ электронно-микроскопическое исследование теплового движения наночастиц жидкого свинца в тонких фольгах алюминия. *Известия РАН: Серия физическая* 71 (2007) 1705.

IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ РАСТВОРЕНИЯ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА, ЛЕЖАЩИХ НА ДИСЛОКАЦИИ В АЛЮМИНИИ

Прокофьев С. И.^{1), 2)}, Johnson E.^{2), 3)}, Жилин В. М.¹⁾, Dahmen U.⁴⁾

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

²⁾ *Nano Science Center, Niels Bohr Institute,
University of Copenhagen, Copenhagen, Denmark*

³⁾ *Materials Research Department, RISØ National Laboratory,
Technical University of Denmark, Roskilde, Denmark*

⁴⁾ *National Center for Electron Microscopy, LBNL, Berkeley, CA, USA*

prokof@issp.ac.ru

В сплаве $\text{Al}_{99.5}\text{Pb}_{0.5}$ с помощью просвечивающей электронной микроскопии при 525°C , 542°C и 543°C исследовано *in situ* растворение включений жидкого Pb, связанных с закрепленной дислокацией. Исходный размер включений не превышал 40 нм. С помощью видеозаписей процесса растворения включений до их полного исчезновения были получены зависимости размера включений от времени их растворения. Их поведение хорошо описывается соотношением $(d/d_0)^n \propto 1-t/t_d$, где t_d время полного растворения включения исходного размера d_0 , показатель степени n равен 4.37 ± 0.13 при 525°C , 4.50 ± 0.03 при 542°C , и 3.36 ± 0.07 при 543°C . Для описания наблюдаемого процесса предложена модель, рассматривающая растворение включения, находящегося на дислокации между двумя включениями большего размера, в предположении, что его растворение контролируется диффузией по дислокации. Анализ этой модели показывает, что n может принимать значения между 4 и 5 в зависимости от соотношения размеров включений и от расстояния между большими включениями. Это согласуется с величинами n , полученными экспериментально при 525°C , и 542°C . Меньшее значение n при 543°C , вероятно, связано с наблюдавшимися при этой температуре значительными изменениями геометрии системы в процессе растворения. Следует отметить, что растворяющиеся включения интенсивно осциллировали вдоль линии дислокации, что является проявлением их теплового движения [1-4], тогда как в нашей модели предполагается, что все включения неподвижны. Это может вносить некоторую неопределенность в параметры, получаемые в результате применения этой модели для количественного описания кинетических зависимостей растворения включений, полученных экспериментально.

1. S. Prokofjev, V. Zhilin, E. Johnson, M.T. Levinsen, U. Dahmen, In-situ TEM investigation of diffusion of nano-scale liquid Pb inclusions on dislocations and in bulk aluminum. Def. Diff. Forum 237-240 (2005) 1072.
2. E. Johnson, S. Prokofjev, V. Zhilin, U. Dahmen, Diffusional behaviour of nanoscale lead inclusions in crystalline aluminum. Z. Metallk. 96 (2005) 1171.
3. S. I. Prokofjev, V. M. Zhilin, E. Johnson, U. Dahmen. Effect of Morphology on the Mobility of Nanosized Liquid Pb Inclusions in Solid Al. Def. Diff. Forum 264 (2007) 55.
4. С.И. Прокофьев, В.М. Жилин, E. Johnson, U. Dahmen. In-situ электронно-микроскопическое исследование теплового движения наночастиц жидкого свинца в тонких фольгах алюминия. Известия РАН: Серия физическая 71 (2007) 1705.

СПЛАВЫ Sn–Pb И Cu–Zn–Pb ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ

Страумал Б.Б.¹, Внуков В.И.¹, Калниньш Я.², Шотанов А.Е.¹, Аслунд А.³,
Костюченко В.Г.⁴, Перевезенцев В.Н.⁵, Муктепавела Ф.О.⁶

¹ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., Россия*
straumal@issp.ac.ru, vnukov@issp.ac.ru

² *Органная мастерская Угале, Угале, Латвия*
janis.kalnins@fix.lv

³ *Университет Гетеборга, Центр органного искусства, Гетеборг, Швеци,*
aaslund@musik.gu.se

⁴ *НТУ Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина*
consul@voliacable.com

⁵ *Нижегородский государственный университет, Нижний Новгород, Россия*
pevn@uic.nnov.ru

⁶ *Институт физики твердого тела Латвийского университета, Рига, Латвия*
famuk@latnet.lv



Исполнение органной музыки, написанной в Средние века и эпоху Барокко, на исторических инструментах тех эпох становится все более популярным. Поскольку технология изготовления органов резко изменилась во время первой индустриализации (в конце XXVIII – начале XIX вв.), то звучание всех более новых органов резко отличается от старых (примерно как звучание рояля и клавирина).

К сожалению, число исторических органов ограничено, и звучание сохранившихся экземпляров можно услышать только в церквях и соборах Западной и Центральной Европы. Однако, изготовление новых органов для рынков в Восточной Европе, Америке и Азии (как и реставрация старых органов) сталкивается с проблемой производства современными способами материалов для органных труб, свойства которых идентичны или близки к старым.

В работе описываются результаты исследования микроструктуры и свойств материалов для изготовления органных труб, идентичных историческим (в основном – сплавов олово-свинец). Описываются разработанные методы литья и последующей механической обработки, позволившие построить в Гетеборге в церкви Оргрите Ниа Кирка орган, воспроизводящий архитектуру и акустические параметры органов, построенных органным мастером Арпом Шнитгером в соборе Любека и церкви св. Якова в Гамбурге. Обсуждаются подходы и методы последующей работы по воссозданию не только сплавов олово-свинец для органных (безязычковых) труб, не имеющих подвижных элементов, но и сплавов медь-цинк-свинец для воссоздания материалов для колеблющихся язычков органных язычковых труб, в частности для церкви в Угале (Латвия) и церкви Святого Духа в Вильнюсе.

Авторы благодарят проект INTAS (05-1000008-8120) за финансовую поддержку.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ МАГНИЕВОГО СПЛАВА AZ31 В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Заболоцкий Д.С.¹⁾, Пинюгжанин В.Д.¹⁾, Скрыбина Н.Е.¹⁾,
Fruchart D.²⁾, Girard G.²⁾, Miraglia S.²⁾

¹⁾ Пермский государственный университет, Пермь, Россия

²⁾ Dept. MCMF, Institut Neel & CRETA, Grenoble, France

natskryabina@mail.ru

Анализ требований и данных по характеристикам различных систем хранения водорода показывает, что хранение водорода в связанном виде, например, в виде гидридов является весьма перспективным. Гидриды на основе магния по массовому и объемному содержанию водорода вполне удовлетворяют требованиям DoE – 7,6 вес.% (Департамент энергетики США). Нами, на протяжении ряда последних лет, были исследованы условия повышения сорбционной емкости магния и его гидрида за счет механической активации (размол в шаровых высокоэнергетических мельницах) и каталитических добавок. Установлено, что оба этих фактора приводят к повышению сорбционной емкости порошков.

В данной работе проведено исследование эволюции микроструктуры магниевого сплава AZ31 в процессе равноканального углового прессования (РКУП). Деформация заготовок была осуществлена по двум маршрутам A и B_c [1] или при одной двух температур: 225°C, 25°C, или их сочетании. Для анализа микроструктуры использовали прецизионные методы рентгеновского анализа, построение и расшифровку полюсных фигур деформации РКУП, дифференциальную сканирующую калориметрию.

В ходе исследований показано:

1. Из двух маршрутов реализации РКУП – A и B_c наиболее перспективным, в рамках поставленной задачи, является маршрут B_c .

2. Метод равноканального углового прессования, использованный как способ осуществления деформации, действительно, приводит к измельчению структуры сплава и позволяет получить размер кристаллита ~100 нм.

3. Для всех исследованных нами образцов формирование текстуры обусловлено преимущественно активизацией дислокационного скольжения по базисным плоскостям, типа {0001}. Характер ориентировок (направлений) текстурных максимумов для прохода A и прохода B_c существенно различен.

Авторы благодарны РФФИ за финансовую поддержку исследований в рамках российско-французского проекта PICS, грант № 07-08-92168-НЦНИ-а.

Литература

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров // Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СРЕДЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК МАТЕРИАЛОВ

Колупаева С.Н., Семенов М.И., Еремина Ю.П.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия

E-mail: vir@mail.tomsknet.ru; ksn58@yandex.ru

Для исследования эволюции дефектной среды при деформации ГЦК материалов использована математическая модель, включающая систему обыкновенных дифференциальных уравнений баланса дислокаций различного типа, дислокационных стенок и точечных дефектов. Расчеты проведены в пакете программ SPFCC [1], который позволяет на основе полной модели, включающей все названные выше типы дефектов, формировать для расчетов модели, включающие выбранные пользователем дефекты, механизмы их генерации и аннигиляции. По результатам расчетов с использованием комплекса SPFCC можно строить параметрические зависимости (рис. 1), фазовые портреты, вычислять латентную энергию деформации и вклады в нее дефектов различного типа.

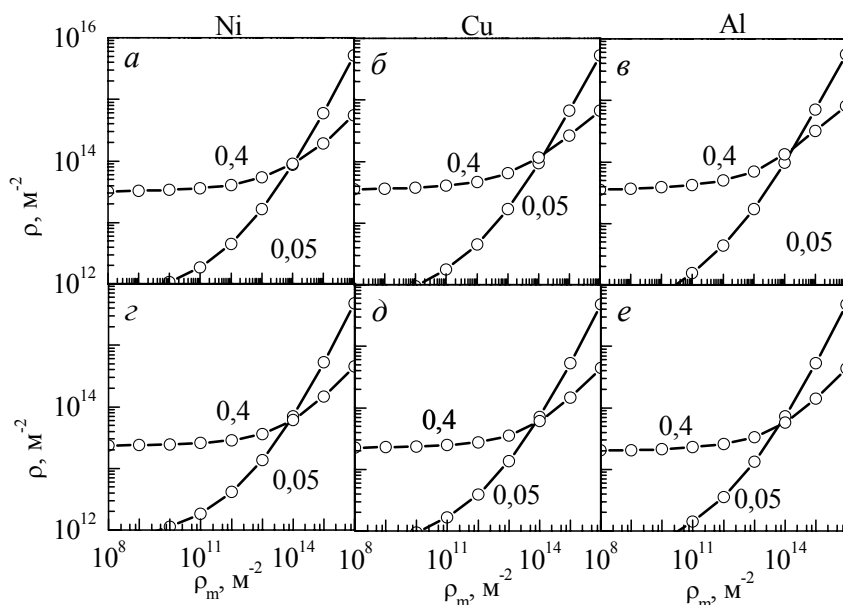


Рис. 1. Параметрическая зависимость плотности дислокаций для никеля (а, г), меди (б, д) и алюминия (в, е) от плотности сдвигообразующих дислокаций при различных температурах, цифры у кривых - степень деформации. Для никеля температура 400 и 900К, для меди - 300, 700К, для алюминия температура – 200, 500К.

Расчеты были проведены для двух предельных

предположений – в процессе активной деформации точечные дефекты образуются: 1) только деформационными механизмами, 2) также и механизмами, не связанными с пластической деформацией. Различие в температурной зависимости деформационного упрочнения и эволюции деформационной дефектной среды наблюдалось только в области высоких температур, где во втором случае наблюдался интервал сильной температурной зависимости, не выраженный в случае, если в процессе деформации точечные дефекты образуются только деформационными механизмами

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук в 2007 году (грант № МК-2425.2007.8). Семенов М.Е., Колупаева С.Н. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 20055612381 Slip Plasticity of Face-Centered Cubic v1.0 (SPFCC) – Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 12 сентября 2005 г. Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам.

СОЗДАНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СО СВЕРХПРОВОДЯЩИМИ ПРОСЛОЙКАМИ ДИБОРИДА МАГНИЯ С ПОМОЩЬЮ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО СМАЧИВАНИЯ

Страумал Б.Б.¹, Сидоренко А.С.², Кондреа Е.П.², Препелица А.², Страумал А.Б.³, Горнакова А.С.¹, Яшников В.П.¹

¹ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., Россия*
straumal@issp.ac.ru, alenahas@issp.ac.ru, yashnik@issp.ac.ru

² *Институт электроники и промышленных технологий АН Молдовы, Кишинев, Молдова*
sidorenko@iieti.asm.md, lises@cc.acad.md, prepelitsa@lises.asm.md

³ *Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия*
a.str@bk.ru

С тех пор, как в 2001 г. было обнаружено, что диборид магния обладает температурой перехода в сверхпроводящее состояние 39 К, этот сверхпроводник успел занять важное место в технологии сверхпроводящих устройств. В настоящее время уже производится сверхпроводящая проволока на основе диборида магния длиной до нескольких километров. Диборид магния – хрупкое соединение, поэтому очень важно разработать способы, позволяющие создать пластичную металлическую матрицу с достаточной электропроводностью, внутри которой заключены каналы или прослойки, заполненные диборидом магния.

В настоящее время сверхпроводящие каналы из диборида магния либо формируются из порошка, синтезированного заранее, либо диборид магния синтезируется *in situ*. Во втором случае смесь бора и магния, будучи помещенной внутрь трубки из металла с достаточно высокой температурой плавления (медь, ниобий, железо и др.), реагирует при нагреве с образованием диборида магния. При этом изделие нагревают выше температуры плавления магния, и бор реагирует уже с магниевым расплавом. Однако у этого метода есть целый ряд существенных недостатков.

Во-первых, нагрев приходится производить до температуры выше температуры плавления магния, а она – достаточно высока (650°C). Во-вторых, высокотемпературный синтез диборида магния производят обычно уже после раскатывания или волочения металлического прутка или полосы, внутри которых помещена реакционная смесь «магний+бор». Поскольку магний имеет гексагональную кристаллическую решетку, то его деформируемость невелика. Недавно был предложен оригинальный метод повышения деформируемости заготовок с металлической оболочкой, внутри которой находится реакционная смесь для синтеза диборида магния (К Togano, Н Fujii, Т Takeuchi and Н Kumakura Supercond. Sci. Technol. 20, 2007, 629). В этом способе внутри механической оболочки до прокатки или волочения помещают не магний, а его сплав с примерно 12 вес.% лития. В этом способе бор реагирует не с расплавленным магнием, а с расплавом, в котором есть атомы как магния, так и лития. Было показано, что этот способ позволяет успешно синтезировать непрерывные сверхпроводящие слои диборида магния.

В данной работе изучена возможность создания внутри алюминиевой матрицы непрерывной сетки слоев сверхпроводящего диборида магния. Для этого исследована жидкофазная реакция твердого бора с расплавом, содержащим алюминий и магний, находящимся по границам зерен. При этом использованы особенности полного и частичного смачивания границ зерен расплавами, содержащими магний.

Авторы благодарят проект РФФИ 08-08-90105 за финансовую поддержку.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ $\beta \rightarrow \alpha$ -ПРЕВРАЩЕНИИ В ОРИЕНТИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ КОБАЛЬТА

Хлебникова Ю.В., Табатчикова Т.И., Родионов Д.П., Сазонова В.А.

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

В кобальте при охлаждении реализуется ГЦК \rightarrow ГПУ полиморфное превращение. Температура равновесия высокотемпературной – β (ГЦК) и низкотемпературной – α (ГПУ) фаз в кобальте составляет 417 $^{\circ}$ C. Полиморфное превращение в кобальте является бездиффузионным и обладает другими признаками мартенситного превращения. В 1932 г. Вассерман рентгенографическим методом определил ориентационные соотношения при $\beta \rightarrow \alpha$ переходе:

$$(111)_{\beta} \parallel (0001)_{\alpha}; \langle 101 \rangle_{\beta} \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}.$$

Исходя из ориентационных соотношений, количество возможных вариантов мартенситных кристаллов при фазовом превращении равно 4 по числу вариантов плоскостей типа $\{111\}$ в ГЦК-высокотемпературной решетке кобальта. Количественное соотношение между разными ориентировками α -фазы в кристалле определяется условиями охлаждения при выращивании, термическими напряжениями при кристаллизации слитка и рядом других факторов. На сегодняшний день нет достаточной ясности в вопросе о распределении различных вариантов ориентировок α -фазы в объеме монокристаллов кобальта, претерпевших ГЦК \rightarrow ГПУ мартенситное превращение.

В работе рассмотрены особенности формирования структуры в ориентированных монокристалльных образцах кобальта при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении, протекающем в разных термокинетических условиях. Исследование структуры осуществляется с использованием металлографического, рентгенографического анализа и электронной микроскопии.

Исследование проведено на монокристаллах чистого кобальта диаметром 28 мм и длиной около 180 мм, выращенных из расплава по методу Чохральского. Показано, что закаленный монокристалл кобальта имеет пластинчатую структуру и только одну преимущественную (до 95%) из четырех возможных ориентировку α -фазы. Повторный нагрев и закалка кристалла со скоростью 600-700 $^{\circ}$ /сек от температуры несколько выше точки фазового перехода (530 $^{\circ}$ C) приводит к реализации одновременно всех 4 ориентировок в соответствии с ориентационными соотношениями. Все варианты ориентационных соотношений при $\beta \rightarrow \alpha$ -переходе реализуются также при закалке от 1000 $^{\circ}$ C ($V_{\text{охл.}} \sim 600-700^{\circ}$ /сек). Однако в этом случае образуются крупные пакеты четырех вариантов, заполненные преимущественно пластинами одной ориентировки. Последовательная двойная закалка кристалла α -Co из ГЦК-области приводит к его перекристаллизации с образованием крупнозернистой структуры.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01.2.006 13392), при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ № 08-02-00047 и Роснауки НШ-643.2008.3.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛМАЗОПОДОБНЫХ КРИСТАЛЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ

Макара В.А., Стебленко Л.П., Весна Г.В., Весна В.Т., Кобзарь Ю.Л.,
Науменко С.Н., Курилюк А.Н., Кучакова Т.А.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина
yu_1_vesna@univ.kiev.ua

В ковалентных кристаллах движение дислокаций удобно описывать моделью резких перегибов. Но экспериментально в рамках этой модели удастся наблюдать движение дислокаций только в условиях высоких температур и низких напряжений. В условиях же низких температур и высоких давлений происходит разрушение материала при внешних напряжениях много меньше напряжения Пайерлса.

Впервые на монокристаллах природных алмазов и Si получены дислокации больших диаметров (более 100 мкм) при комнатной температуре. Для введения дислокаций из алмаза вырезали пластинки по плоскостям (001) и тщательно их полировали. Монокристаллы Si использовали двух типов бестигельной зонной плавки и КЭФ-0,35 с ориентацией поверхности {111}. На поверхность образцов наносили покрытия из Al, Cu и Cr толщиной от 60 нм до 15 мкм резистивным методом и методом газотранспортных реакций. Дислокации вводили путем индентирования индентором Виккерса на микротвердомере ПМТ-3 при комнатной температуре. Дислокации контролировали методом ямок травления в Si и катодолюминесценции в алмазе. На монокристаллах Si исследовали изменение коэффициента трещиностойкости k_{1c} и диаметра дислокационной розетки от толщины покрытия. Более сильно эффект пластификации проявляется для сплошных, совершенных покрытий, в то время как их толщина и адгезия не влияет на образование дислокаций, а только на k_{1c} .

Наблюдаемое в работе изменение k_{1c} в образцах кремния, (рис.1), а также образование дислокаций при комнатной температуре согласно существующих теорий можно объяснить следующим образом.

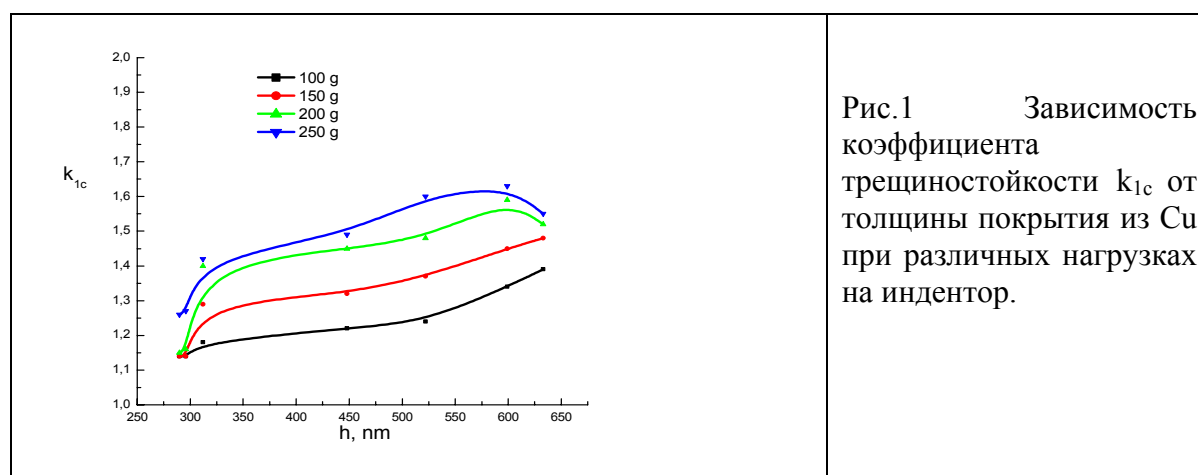


Рис.1 Зависимость коэффициента трещиностойкости k_{1c} от толщины покрытия из Cu при различных нагрузках на индентор.

Большие внешние напряжения, которые мы создаем при индентировании, приводят к образованию в пластичных покрытиях дислокаций движущихся с большими скоростями. Их торможение имеет динамическую природу и лимитируется перекачкой энергии от дислокаций к фононам, происходит локальный нагрев материала в области индентирования, что делает возможным образование дислокаций и объясняет увеличение k_{1c} .

МОРФОЛОГИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ ПРИ ПОЛНОМ И НЕПОЛНОМ ТВЕРДОФАЗНОМ СМАЧИВАНИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В СТАЛЯХ

Страумал Б.Б.¹, Манна И.², Родин А.О.³, Кучеев Ю.О.³, Мазилкин А.А.¹,
Протасова С.Г.¹, Добаткин С.В.⁴

¹ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., Россия*

straumal@issp.ac.ru, mazilkin@issp.ac.ru, sveta@issp.ac.ru

² *Индийский технологический институт, Каргапур, Индия*

imanna@metal.iitkgp.ernet.in

³ *Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия*

rodin@misis.ru

⁴ *Институт металлургии и материаловедения РАН им. А.А. Байкова, Москва, Россия*

dobatkin@ultra.imet.ac.ru

Сегрегация легирующих элементов на границах зерен и внешних поверхностях может как улучшать, так и ухудшать механические, физические и химические свойства поликристаллических материалов. В частности, процессы зернограничного разрушения можно разделить на два класса: (1) разрушение, вызванное выделениями второй фазы на границах и (2) разрушение, вызванное выделениями сегрегацией примесей на границах зерен. Разрушение нефте- и газопроводов при низких температурах, вызванное механическими напряжениями и коррозией, тоже часто контролируется сегрегацией примесей на границах зерен и зернограничными выделениями второй фазы.

Явление перехода от неполного к полному смачиванию границ зерен второй твердой фазой было недавно обнаружено нами в сплавах цинк-алюминий. Это явление наблюдается также в сплавах железо-углерод (сталих). В работе впервые наблюдался зернограничный фазовый переход твердофазного смачивания (обволакивания) в системе железо-углерод. Он был обнаружен в двухфазных областях «феррит+аустенит» и «аустенит+цементит» фазовой диаграммы железо-углерод. Было также показано, что в двухфазной области «феррит+цементит» такого перехода нет, по крайней мере в области температур от эвтектоидного превращения до 600°C. Было также изучено влияние на условия смачивания границ зерен других легирующих компонентов, типичных для сталей, используемых в энергетических установках и для нефте- и газопроводов.

В работе экспериментально показано, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) приводит одновременно (а) к формированию крайне неравновесной зеренной структуры – зерна измельчаются во время ИПД до нанометровых размеров – и (б) к формированию равновесной фазовой структуры – метастабильные фазы исчезают при ИПД из материала. Этим ИПД принципиально отличается от других методов получения наноструктурных материалов, таких как механический размол в шаровых мельницах, ионная имплантация или напыление тонких пленок, которые приводят к образованию не только нанометровых зерен, но и метастабильных фаз. ИПД проводилась при комнатной температуре и давлении 5 ГПа. В этих условия в равновесии существуют феррит и цементит (цементит становится стабильным выше 0,2 ГПа). Именно эти фазы остаются в материале после ИПД, а метастабильные карбид Хэгга Fe₅C₂ и остаточный аустенит, которые тоже были в материале до ИПД, исчезают. Карбид Хэгга становится стабильным выше 7 ГПа, поэтому он наблюдался после ИПД при 12 ГПа в работах других авторов. Нами показано, что цементит хотя и измельчается после ИПД, но отнюдь не исчезает как объемная составляющая, и пересыщенный твердый раствор углерода в железе не образуется.

Авторы благодарят проект РФФИ 08-08-91302 за финансовую поддержку.

ЗАРОЖДЕНИЕ МИКРОТРЕЩИНЫ В УПРУГОМ ПОЛЕ ДИСКЛИНАЦИИ

Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н.

Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А.Благодирова РАН,
г.Нижний Новгород, Россия

sarafanov@sinn.ru

Согласно экспериментальным данным в деформируемых кристаллах формируются дисклинационные конфигурации, у которых отсутствует присущая изолированным дисклинациям логарифмическая расходямость дальнедействующих напряжений. Поэтому при построении моделей разрушения материала путем зарождения микротрещин от концентраторов напряжений дисклинационного типа ранее рассматривались лишь экранированные системы – диполи или мультиполи клиновых дисклинаций с равным нулю суммарным вектором ротации $\Omega = \sum_{\alpha} \omega_{\alpha}$, где ω_{α} – мощность (вектор ротации) α -ой стыковой дисклинации. Как показано в [1], одним из наиболее эффективных способов экранировки упругого поля дисклинаций является дислокационное экранирование. Пластическая деформация в окрестности дисклинации вызывает релаксацию ее упругих полей путем образования разориентированных областей в виде оборванных субграниц. С ростом деформации мощность стыковых дисклинаций как и разориентировок субграниц нарастает, достигая значений при которых становится возможным вблизи дисклинаций образование микротрещин.

В настоящей работе сформулирован энергетический критерий зарождения дисклинационной микротрещины, учитывающей то обстоятельство, что упругое поле дисклинации эффективно экранируется распределенным дислокационным зарядом, формирующимся в ее окрестности в процессе деформации. Показано, что при мощности дисклинации

$$\omega > \omega^* = 4(1-\nu) \sqrt{\frac{2\gamma_s}{Gr_d g_{max}(\nu)}}$$

зарождается микротрещина критической длины $l^* \approx 0,6r_d$ (при $\nu = 1/3$). Здесь r_d – радиус экранирования упругого поля [1], G – модуль сдвига, γ_s – поверхностная энергия, $g_{max}(\nu)$ – максимальное значение функции $g(l, \nu)$, имеющей смысл производной по l от энергии упругого поля (нормированной на величину $G\omega^2 r_d / 16\pi(1-\nu)^2$) в зоне трещины (зоне релаксации по Сен-Венану). Значение критической длины трещины l^* соответствует максимуму этой функции. При типичных значениях параметров: $\gamma_s = Gb/8$, $b = 3 \cdot 10^{-8}$ см, $r_d = 0.2$ μm , $\nu = 1/3$, имеем $\omega^* \approx 0.12$ (рад) $\sim 7^\circ$, $l^* \approx 0,1$ μm , что соответствует экспериментальным данным о зарождении микротрещин на стадии развитой пластической деформации.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 08-02-97041p_плволжье).

Список литературы

1. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Экранирование упругого поля дисклинаций дислокационным ансамблем //Физика твердого тела.- 2007, т.49. вып.10, с.1780-1786.

КИНЕТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ ОБЛАСТЕЙ КРИСТАЛЛА

Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н.

*Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А.Благонравова РАН,
г.Нижний Новгород, Россия*

sarafanov@sinn.ru

Отличительной особенностью развитой пластической деформации являются однотипные для разных металлов и условий нагружения структурные дефекты ротационного типа. Наиболее типичными дефектами такого рода являются оборванные дислокационные границы, которые возникают и развиваются в неравновесных условиях непосредственно в ходе пластической деформации материала. Кристаллографический анализ оборванных границ позволил дать их физическую интерпретацию в терминах теории дефектов реального кристалла. Оказалось, что линейными дефектами, обладающими свойствами оборванных границ, являются частичные дисклинации — дефекты ротационного типа. Экспериментальные и теоретические исследования показали, что формирование субграницы происходит со стыков и изломов границ зерен, где формируются при пластической деформации особые мезодефекты — стыковые дисклинации. В соответствии с этим были предложены дисклинационные модели оборванных субграниц, которые хорошо отражали характер экспериментальных данных. Вместе с тем, чисто дисклинационный подход, будучи сугубо статическим, оставляет открытым вопрос о характере зарождения субграниц и их эволюционной устойчивости. При больших пластических деформациях разориентированные структуры деформационного происхождения (включая оборванные субграницы) являются существенно кинетическими образованиями и при последовательном рассмотрении должны описываться в рамках кинетического подхода. В этой связи в настоящей работе на основе кинетического подхода проведено рассмотрение самосогласованной динамики дислокационного ансамбля в упругом поле клиновых дисклинаций.

Исследование показало, что дисклинации своими дальнедействующими полями напряжений возмущают ламинарный поток решеточных дислокаций, вызывая расслоение их однородного распределения и формируя в прилегающих объемах зерна области избыточной плотности дислокаций. Оказалось, что такое перераспределение дислокаций в упругом поле дисклинации способно существенно понизить общую упругую энергию системы. Из полученных результатов следует, что дислокационное экранирование оказывается эффективным способом понижения упругой энергии деформируемого кристалла. Выгодное энергетическое состояние реализуется как неравновесное состояние при активной дислокационной кинетике.

Важным следствием эффекта самосогласованного перераспределения дислокаций в условиях их кинетики в поле дисклинации явилось то, что дисклинация собирает вокруг себя дислокационный заряд, который создает разориентировку θ прилегающих к нему областей кристалла примерно равную половине мощности дисклинации ($\theta = 0,5\omega$). Области разориентации формируются вдоль линий нулевого уровня экранированного поля напряжений σ_{xy}^{eff} дисклинаций перпендикулярно действующей системе скольжения дислокаций. Эти области являются сугубо динамическими образованиями и имеют кинетическую природу возникновения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 08-02-97041p_поволжье).

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН

Страумал Б.Б.

Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черноголовка, Россия

straumal@issp.ac.ru

Границы зерен существенным образом определяют свойства поликристаллов, в особенности в тех случаях, когда размер зерен лежит в интервале от нескольких микрон до нескольких нанометров, а на границах зерен оказывается от нескольких процентов до трети общего числа атомов материала. В результате целого ряда исследований, проведенных в последние годы, на объемных фазовых диаграммах начали появляться линии равновесных зернограничных фазовых переходов. При пересечении этих линий резко изменяются свойства поликристаллических материалов, в частности, их диффузионная проницаемость, хрупкость, скорость пластической деформации и максимальное удлинение, скорость миграции границ и роста зерен, электросопротивление и т.д.

Зернограничные фазовые переходы смачивания жидкой фазой происходят в двухфазной области фазовой диаграммы, в которой в равновесии находятся жидкая L и твердая S фазы. Выше температуры зернограничного фазового перехода смачивания граница зерен не может более сосуществовать в равновесном контакте с расплавом. Слой жидкой фазы должен заменить границу зерен.

Точно также в двухфазных областях объемных фазовых диаграмм, где в равновесии находятся две твердые фазы S_1 и S_2 , может – в принципе – происходить зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен в твердой фазе S_1 второй твердой фазой S_2 . Выше температуры зернограничного фазового перехода «смачивания» второй твердой фазой граница зерен в твердой фазе S_1 не может более сосуществовать в равновесном контакте с второй твердой фазой S_2 . Слой второй твердой фазой S_2 должен заменить границу зерен в фазе S_1 . Такое превращение происходит, если энергия двух межфазных границ между фазами S_1 и S_2 меньше энергии границ зерен.

Зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен в твердой фазе S_1 второй твердой фазой S_2 был впервые обнаружен и исследован нами в сплаве $Zn-5 \text{ вес.} \% Al$. При температурах ниже $283^\circ C$ фаза (Al) не смачивает границы зерен в фазе (Zn) и имеет форму отдельных частиц. При дальнейшем повышении температуры в поликристалле появляются границы зерен Zn/Zn, полностью покрытые слоем фазы (Al). С ростом температуры доля таких границ растёт и достигает 40% при температуре эвтектики. Участки искривленных границ зерен имеют разную энергию. Наблюдалось, как на искривленной границе зерен в фазе (Zn) меняются условия «смачивания». Зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен второй твердой фазой наблюдается и в двухфазных областях фазовой диаграммы Fe–C.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский фонд фундаментальных исследований (проекты 08-08-90105 и 08-08-91302)

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Айткулов Р.Р.	38, 41	Весна В.Т.	120, 186
Алексеева Л.Е.	124	Весна Г.В.	119, 120, 186
Алетдинов А.Ф.	152, 153	Виноградова Н.И.	155
Алёшин А.Н.	65	Власов Н.М.	34
Алпысбай И.М.	169	Власова И.В.	127, 175
Альшиц В.И.	19, 20	Внуков В.И.	80, 82, 83, 181
Андреев В.А.	145, 146	Вострецова А.В.	75
Андриевский Р.А.	7		
Анисович А.Г.	174	Гагауз В.П.	27
Антонов В.Е.	150	Гирсова Н.В.	114
Антошина И.А.	37	Гладковский С.В.	36
Аристова И.М.	108	Глазков В.П.	156
Аслунд А.	181	Глебовский В.Г.	91
Астафурова Е.Г.	68	Глезер А.М.	7, 16, 21, 73, 76-78
Астафьев В.В.	106	Глухова Ж.Л.	99
Аубакирова Р.К.	169	Головин И.С.	132
		Головин Ю.И.	60
Байков В.	157	Головко В.П.	58
Баннх О.А.	33	Гольцов В.А.	99
Баранов Г.В.	134	Гольцова М.В.	96-99
Батурин А.А.	113, 114	Горнакова А.С.	184
Бахрачева Ю.С.	127, 175	Горностырев Ю.Н.	178
Бахрушин В.Е.	130	Горячев Ю.М.	154
Бейгельзимер Я.Е.	30	Гохфельд Н.В.	51
Белов В.Ю.	134	Григорьева Н.А.	105
Белоненко М.Б.	176	Гринберг Б.А.	13, 56
Беляев С.П.	143	Гришков В.Н.	114
Березовская В.В.	33	Громов В.Е.	26, 27, 71-76
Бетехтин В.И.	10, 94	Грязнов М.Ю.	136
Блантер М.С.	156, 157	Гуткин М.Ю.	29
Богачева О.А.	125		
Божко С.И.	141	Данейко О.И.	105
Болдин М.С.	135	Данилов В.И.	27
Бондарев А.Б.	145, 146	Даринская Е.В.	19, 20
Бондаренко Г.Н.	129	Дегтярева В.Ф.	147
Борисенко Д.Н.	141	Дементьева М.Г.	128
Борисенко Е.Б.	141	Демерс В.	84
Борунова А.Б.	168	Дерявко И.И.	31
Ботвина Л.Р.	11	Дехтярук В.И.	154
Браиловский В.	84, 85	Дмитриев В.В.	157
Бродова И.Г.	106	Добаткин С.В.	16, 47, 187
Бронгерсма Х.Х.	91	Долгушева Е.Б.	177
Брытков Д.А.	69	Дуб С.Н.	69
Будовских Е.А.	75	Дубовицкий А.В.	108
Буйнова Л.Н.	51	Дударев Е.Ф.	114
Бутусова Е.Н.	135	Дудник Е.А.	66, 67
Быкова Л.Е.	129		
		Евдокимова Л.М.	54
Валиев Р.З.	118	Емалетдинов А.К.	151-153
Варюхин В.Н.	22, 28, 36	Еремина Ю.П.	183

Ефимов О.Ю.	26, 71, 72	Когутюк П.П.	122
Ещенко Р.Н.	140	Козлов Э.В.	14, 15
Жгилев И.Н.	106	Козлова Н.А.	135
Желтов М.А.	102-104	Колбанев И.В.	168
Желтякова И.С.	82	Колдаева М.В.	19, 20
Жигалов В.С.	129	Коледов В.В.	143, 144
Жилин В.М.	179, 180	Колесников Н.Н.	141
Жиров Г.И.	96, 98	Колмаков А.В.	60
Житару Р.П.	89	Колобов Ю.Р.	12
Жумаканова В.Р.	169	Колубаева Ю.А.	75
Журба В.И.	45	Колупаева С.Н.	183
Заболоцкий Д.С.	182	Колчин А.А.	172, 173
Замлер Е.Г.	37	Кондреа Е.П.	184
Захаров В.В.	47	Конева Н.А.	15
Захарова Г.Г.	68	Коновалов С.В.	26, 27, 71-74, 76
Зверев В.Н.	82	Коновалова Е.В.	58
Золотов А.Е.	102-104	Коньчев Д.А.	135
Зубков А.И.	139	Копылов В.И.	114
Иванов А.С.	35	Копылов В.И.	133, 136-138
Иванов М.А.	13	Коржов В.П.	79-83
Иванов Ю.Ф.	27, 72, 74, 75	Королев А.В.	52
Ильин А.А.	97	Коротаев А.Д.	16
Ильинский А.И.	139	Коротицкий А.В.	84, 85
Инакян К.Э.	84, 85	Коршак В.Ф.	107
Истомин В.В.	143	Костюченко В.Г.	181
Кадомцев А.Г.	10, 55, 94	Котков Д.Н.	135
Казанцева Н.В.	155	Коуров Н.И.	51, 52
Казо И.Ф.	122	Красильников В.В.	25
Калетина Ю.В.	100	Красников А.С.	142
Калниньш Я.	181	Крит А.Н.	119
Капуткина Л.М.	86	Крышталь А.П.	107
Кареев С.И.	78	Крюкова О.Н.	170
Карпачев С.Н.	144	Кузнецов А.Р.	178
Карпий С.В.	75	Кузьмичев С.В.	17
Карпинский Д.Н.	50	Кукушкин С.А.	17, 18
Карпов М.И.	79, 80-83	Кулиш В.Г.	45, 46
Кащенко М.П.	110	Курилюк А.Н.	119, 120, 186
Кийко В.М.	172, 173	Курлов В.Н.	32
Киреева И.В.	140	Кустов А.И.	115-117
Кириллов А.М.	53	Кучакова Т.А.	120, 186
Кириллов Р.А.	54	Кучеев Ю.О.	187
Классен Н.В.	32	Кучин Д.С.	143
Клевцов Г.В.	62	Лабзова Л.В.	132
Клевцова Н.А.	62	Ланин А.Г.	31
Князева А.Г.	170	Лега П.В.	143
Кобзарь Ю.Л.	119, 120, 186	Леонов А.В.	158, 168
Ковалевская Т.А.	105	Летенков О.В.	146
Коваль Ю.Н.	58	Лобанов А.С.	53
		Лопатин Ю.Г.	134-138
		Лотков А.И.	112, 114, 128
		Любищенко Е.Н.	99

Лябук С.И.	139	Перевезенцев В.Н.	181, 188, 189
Мазилкин А.А.	187	Первощикова Н.Н.	87
Макара В.А.	119-122, 186	Петржик Е.А.	19, 20
Малаховский С.И.	83	Пилюгин В.П.	69, 140
Малашенко В.В.	43	Пинюгжанин В.Д.	182
Манаенков С.Е.	77	Пирогов А.Н.	155
Манна И.	187	Пирожникова О.Э.	136, 137
Маркив В.Я.	123	Пластинина Г.В.	145
Маркин С.Н.	91	Плотникова М.Р.	16
Маркова Г.В.	131, 132	Плужникова Т.Н.	53, 54
Марченкова Е.Б.	52	Покоев А.В.	70
Мейснер Л.Л.	128	Полторацкий Л.М.	26
Мейснер С.Н.	128	Попов А.Ю.	121-123
Мелехин Н.В.	134, 136-138	Попова Л.А.	67
Мерсон Д.Л.	111	Портной В.К.	158
Метс Л.И.	18	Пошевнева А.И.	74
Мигель И.А.	115-117	Препелица А.	184
Милейко С.Т.	44, 172	Прозорова Г.В.	128
Мильман Ю.В.	5	Прокофьев С.И.	179, 180
Мирзаев Д.А.	63	Прокошкин С.Д.	84, 85, 87
Миркин Л.И.	142	Прокошкина В.Г.	86
Миронов С.А.	28	Протасова С.Г.	187
Мисник А.Ю.	123	Пушин В.Г.	3, 51, 52
Михайлюк А.И.	89	Реснина Н.Н.	143
Михалюк А.Н.	148	Ригмант М.Б.	155
Михлик Д.В.	102-104	Родин А.О.	187
Морозов А.Н.	45, 46	Родионов Д.П.	100, 185
Морозов Е.В.	144	Ройтбурд А.Л.	7
Муктепавела Ф.О.	88, 181	Ростова Т.Д.	47
Мушников Н.В.	56	Ростовцев Р.Н.	125
Мышляев М.М.	28, 57, 58	Рубан А.	157
Мышляева М.М.	58	Рубаник В.В.	90
Мягков В.Г.	129	Рубаник В.В.мл.	90
Мясниченко В.С.	67	Руденко О.В.	119
Науменко С.Н.	119, 120, 186	Рушиц С.В.	66, 67
Нейман А.А.	128	Рыбин В.В.	56
Неклюдов И.М.	45, 46	Рыклина Е.П.	87
Нечаев Ю.С.	23	Савотченко С.Е.	25
Новохатская Н.И.	173	Савченков Э.А.	38-42
Носова Г.И.	21	Сазонова В.А.	100, 185
Нохрин А.В.	133, 135, 137, 138	Самсоник А.Л.	107
Овидько И.А.	29	Санников С.В.	50
Окатов С.В.	178	Сарафанов Г.Ф.	188, 189
Осинская Ю.В.	70	Седых В.Д.	108, 126
Панкова М.Н.	124	Семенов М.И.	183
Панфилов П.Е.	69	Семенова Л.М.	127, 175
Пацелов А.М.	56, 140	Сердобольская О.Ю.	144
Пашинская Е.Г.	28, 30	Сидоренко А.С.	184
		Симаков В.П.	71
		Симан Н.И.	154

Синани А.Б.	55	Хмелевская В.С.	37
Скиба Н.В.	29	Хмелевская И.Ю.	84
Скрябина Н.Е.	182	Ховайло В.В.	144
Слуцкер А.И.	55	Ходос И.И.	82
Смирнов О.М.	124	Хорошилов Д.Е.	66
Смирнов С.В.	36	Хусаинов М.А.	145, 146
Смирнова Е.С.	138		
Соколенко В.И.	45	Цаповская О.А.	35
Солодова И.Л.	69, 100		
Соменков В.А.	10, 156	Чащина В.Г.	110
Спивак Л.В.	95	Чегуров М.К.	135
Старостенков М.Д.	66, 67	Чернавина А.А.	87
Стебленко Л.П.	119, 120, 186	Черных Д.С.	155
Степанов С.П.	135	Черняева Е.В.	111
Степанова Н.Н.	155	Чертов В.М.	61
Столяров В.В.	30	Чинокалов В.Я.	26, 71
Столяров Р.А.	60	Чиркова А.В.	47
Стрелецкий А.Н.	168	Чорнобук С.В.	121-123
Страумал А.Б.	184	Чувильдеев В.Н.	133-138
Страумал Б.Б.	181, 184, 187, 190	Чумляков Ю.И.	68, 140
Сундеев Р.В.	21		
Сурсаева В.Г.	109	Шавров В.Г.	143, 144
Счастливец В.М.	63	Шадурский А.В.	90
Сысоев А.Н.	136	Шалимова А.В.	16, 21
		Шаповалов Ю.А.	107
Табатчикова Т.И.	185	Шахназаров К.Ю.	171
Тверсков А.В.	140	Шашкова В.К.	40, 42
Тепленичева А.С.	171	Шашкова Л.В.	40, 42
Терентьев П.Б.	56	Швиндлерман Л.С.	109
Тересов А.Д.	75	Шеляков А.В.	78, 95, 143
Теселкин В.А.	168	Шехтман В.Ш.	9, 108, 126
Титов П.Л.	148	Шибков А.А.	101-104
Тихонова Т.А.	66	Ширинкина И.Г.	106
Ткачев А.Г.	60	Ширинов Т.М.	73, 76
Ткаченко В.М.	28	Ширманов Н.А.	159
Толстун А.Н.	172	Шорохов Е.В.	106
Тофпенец Р.Л.	174	Шотанов А.Е.	181
Тришкина Л.И.	15	Штинов Е.Д.	91
Трубицын В.Ю.	177	Шуклинов А.В.	60, 102-104
Уколова О.Г.	47	Щавлева А.В.	136
		Щеголева С.А.	149
Федоров В.А.	48, 49, 53, 54	Щеголева Т.А.	99
Федотов С.А.	158		
Филимонов С.Ф.	75	Эстрин Э.И.	4
Филонов К.Н.	32	Эстрин Ю.	47
Фиялка Л.И.	154	Эфрос Б.М.	36
Фролов П.А.	83		
Фролова О.А.	62	Юдин В.В.	148 149
		Юрьев А.Б.	71, 72
Хаймович П.А.	37, 45		
Хлебникова Ю.В.	63, 100, 185	Яковлева И.Л.	63

Яковлева С.П.	155
Яскевич М.И.	76
Яшин А.В.	66
Яшников В.П.	92, 184

Dahmen U.	179, 180
Fruchart D.	182
Girard G.	182
Goken J.	132
Homma H.	167
Johnson E.	179,180
Kansai K.	167
Kataoka Y.	167
Kohno H.	167
Kisel V.P.	160-166
Miraglia S.	182
Nechaev Yu.S.	24
Ostapovets A.	92
Paidar V.	91, 92
Siemers C.	132

СОДЕРЖАНИЕ

Пушин В.Г. (Екатеринбург) АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ. ОТ ИДЕЙ И ОТКРЫТИЙ АКАДЕМИКА Г.В. КУРДЮМОВА ДО СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ПРАКТИЧЕСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ	3
Эстрин Э.И. (Москва) МАРТЕНСИТНЫЕ И НЕМАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ	4
Мильман Ю.В. (Киев/Украина) НОВАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ	5
Ройтбурд А.Л. (Мэриленд/США) ПРИРОДА МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ: 30 ЛЕТ СПУСТЯ.	7
Глезер А.М. (Москва) НОВЫЙ ВЗГЛЯД НА ПРИРОДУ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	7
Андриевский Р.А. (Черноголовка) ХРУПКИЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ – ПРОЧНОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ	7
Шехтман В.Ш. (Черноголовка) «XRD – ТЕАТР» СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	9
Соменков В.А. (Москва) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРАХ	10
Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. (Санкт-Петербург) ЭВОЛЮЦИЯ НАНО И МИКРОПОРИСТОСТИ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	10
Ботвина Л.Р. (Москва) АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ С ПОЗИЦИЙ ТЕОРИИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ	11
Колобов Ю.Р. (Белгород) РОЛЬ ДИФфуЗИОННО-КОНТРОЛИРУЕМЫХ ПРОЦЕССОВ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ	12
Гринберг Б.А., Иванов М.А. (Екатеринбург, Киев/Украина) ОБНАРУЖЕНИЕ ЭФФЕКТА АВТОБЛОКИРОВКИ ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ	13
Козлов Э.В. (Томск) ДИСЛОКАЦИОННЫЕ И ДИФфуЗИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ С УЛЬТРАМЕЛКИМ ЗЕРНОМ И РОЛЬ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА	14
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. (Томск) ОСНОВНЫЕ СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ С НАНОРАЗМЕРНЫМ ЗЕРНОМ	15
Коротаев А. Д. (Томск) НАНОКОМПОЗИТНЫЕ СВЕРХТВЕРДЫЕ ПОКРЫТИЯ – МЕТОДЫ СИНТЕЗА, ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА	16

Глезер А.М., Добаткин С.В., Плотникова М.Р., Шалимова А.В. (Москва) ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	16
Kukushkin S. A., Kuzmichev S. V. (Санкт-Петербург) EVOLUTION OF UNIFORMLY STRESSED MICROPORE IN BRITTLE SOLID.	17
Кукушкин С.А., Метс Л.И. (Санкт-Петербург) МЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ ПОР В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ	18
Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. (Москва) ОТРИЦАТЕЛЬНЫЙ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ.	19
Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. (Москва) ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТИ	20
Шалимова А.В., Глезер А.М., Носова Г.И., Сундеев Р.В. (Москва) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА АМОРФНОГО И КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$	21
Варюхин В.Н. (Донецк/Украина) СТАБИЛИЗАЦИЯ ФАЗ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	22
Нечаев Ю.С. (Москва) О ПУТЯХ РЕШЕНИЯ АКТУАЛЬНОЙ ПРОБЛЕМЫ СТАРЕНИЯ, ОХРУПЧИВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ В ВОДОРОДНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ И МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДАХ. СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ СЕГРЕГАЦИОННАЯ НАНОФРАГМЕНТАЦИЯ СТАЛЕЙ В СВЯЗИ С ИХ СВОЙСТВАМИ.	23
Nechaev Yu.S. (Москва) ON WAYS OF SOLVING THE ACTUAL PROBLEM OF COMPATIBILITY OF STEELS WITH HYDROGEN AND NATURAL GAS	24
Красильников В.В. Савотченко С.Е. (Белгород) МОДЕЛЬ ДИФфуЗИИ ПО НЕРАВНОВЕСНЫМ И МИГРИРУЮЩИМ ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ	25
Полторацкий Л.М., Громов В.Е., Чинокалов В.Я., Ефимов О.Ю., Коновалов С.В. (Новокузнецк) ВОДОРОД В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ (СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА)	26
Гагауз В.П., Данилов В.И., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОЛСТЫХ СВАРНЫХ ШВОВ	27
Пашинская Е.Г., Мышляев М.М., Варюхин В.Н., Миронов С.А., Ткаченко В.М. (Донецк/Украина, Москва, Уфа) ВОЗМОЖНОСТИ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ НАГРУЖЕНИИ	28
Гуткин М.Ю., Овидько И.А., Скиба Н.В. (Санкт-Петербург) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И КЕРАМИКАХ	29

Столяров В.В., Пашинская Е.Г., Бейгельзимер Я.Е. (Москва, Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ	30
Ланин А.Г., Дерявко И.И. (Подольск) ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	31
Филонов К.Н., Курлов В.Н., Классен Н.В. (Черноголовка) НОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ	32
Березовская В.В., Банных О.А. (Екатеринбург, Москва) МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАРЕЮЩИХ СТАЛЯХ	33
Власов Н.М. (Подольск) АНАЛИТИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ КРАЕВЫХ ЗАДАЧ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	34
Иванов А.С., Цаповская О.А. (Подольск) МОДЕЛИРОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ	35
Эфрос Б.М., Гладковский С.В., Смирнов С.В., Варюхин В.Н. (Екатеринбург, Донецк/Украина) ДЕФОРМАЦИЯ И СВОЙСТВА ГЕТЕРОФАЗНЫХ СПЛАВОВ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ	36
Хаймович П.А., Хмелевская В.С., Антошина И.А., Замлер Е.Г. (Харьков/Украина, Обнинск) ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ	37
Савченков Э.А., Айткулов Р.Р. (Оренбург) КИНЕТИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ДИФфуЗИОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ ВНЕДРЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ НАВОДОРОЖЕННОЙ СТАЛИ	38
Савченков Э.А. (Оренбург) ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ ПАРАМЕТР ВОДОРОДОПОВРЕЖДАЕМОСТИ, ПОДОБИЕ СТРУКТУР И ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ	39
Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. (Оренбург) РЕЛАКСАЦИОННЫЕ КОЛЕБАНИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ДИФфуЗИОННОЙ СИСТЕМЫ «МЕТАЛЛ-ВОДОРОД»	40
Савченков Э.А., Айткулов Р.Р. (Оренбург) ОПТИМИЗАЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ КОМПЛЕКСНОЙ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ	41
Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. (Оренбург) ЛОКАЛИЗАЦИЯ КИНЕТИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ МЕТАЛЛ – ВОДОРОД	42
Малашенко В.В. (Донецк/Украина) ВОЗМОЖНЫЙ МЕХАНИЗМ ДИНАМИЧЕСКОГО ТОРМОЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ДИПОЛИ	43
Милейко С.Т. (Черноголовка) ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ОКСИДНЫХ ВОЛОКОН	44

Неклюдов И.М., Морозов А.Н., Кулиш В.Г., Хаймович П.А., Журба В.И., Соколенко В.И. (Харьков/Украина) ДИАГНОСТИКА ВОДОРОДОМ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ X18H10T, ПРОШЕДШЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	45
Неклюдов И.М., Морозов А.Н., Кулиш В.Г. (Харьков/Украина) ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛЕ	46
Добаткин С.В., Эстрин Ю., Захаров В.В., Ростова Т.Д., Уколова О.Г., Чиркова А.В. (Москва, Clayton/Australia) СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ Al-Mg-Mn-Zr-Sc И Al-Mg-Mn-Zr СПЛАВОВ ПОСЛЕ РКУ ПРЕССОВАНИЯ	47
Федоров В.А. (Тамбов) ГРАНИЦА МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКА – ИСТОЧНИК РАЗРУШЕНИЯ	48
Федоров В.А. (Тамбов) ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН НА ГРАНИЦАХ МЕХАНИЧЕСКИХ ДВОЙНИКОВ	49
Карпинский Д.Н., Санников С.В. (Ростов-на-Дону) ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В КРИСТАЛЛЕ НА ЭВОЛЮЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ	50
Буйнова Л.Н., Гохфельд Н.В., Коуров Н.И., Пушин В.Г. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МЕДНОПАЛЛАДИЕВЫХ И МЕДНОЗОЛОТЫХ СПЛАВОВ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ УПОРЯДОЧЕНИЕМ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	51
Марченкова Е.Б., Королев А.В., Коуров Н.И., Пушин В.Г. (Екатеринбург) РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni ₂ MnGa С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	52
Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Федоров В.А., Лобанов А.С. (Тамбов) ИНТЕНСИВНОСТЬ ДВОЙНИКОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si	53
Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Кириллов Р.А., Евдокимова Л.М. (Тамбов) КОМБИНИРОВАННОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕПЛООВОГО И УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА ДВОЙНИКОВАНИЕ ИСЛАНДСКОГО ШПАТА	54
Слуцкер А.И., Кадомцев А.Г., Синани А.Б. (Санкт-Петербург) МИКРОПОРИСТОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ SiC КЕРАМИКИ	55
Пацелов А. М., Рыбин В. В., Гринберг Б. А., Мушников Н. В., Терентьев П. Б. (Санкт-Петербург, Екатеринбург) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОНИОБИЕВЫХ Ti-Al-Nb СПЛАВАХ ПРИ ГИДРИРОВАНИИ	56
Мышляев М.М. (Москва) СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ: ПРИРОДА И ПРИЛОЖЕНИЯ	57
Мышляев М.М., Коновалова Е.В., Мышляева М.М. (Черноголовка, Москва, Сургут) ОСОБЕННОСТИ СВЕРХПЛАСТИЧНОГО ТЕЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ	58

Головко В.П., Коваль Ю.Н. (Киев/Украина) ТЕРМО-ЭДС ПРИ ПРЯМОМ И ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СИСТЕМЕ Fe–Ni	58
Головин Ю.И., Колмаков А.В., Столяров Р.А., Ткачев А.Г., Шуклинов А.В. (Тамбов) МОДИФИЦИРОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОЧАСТИЦАМИ АНТИФРИКЦИОННЫХ СПЛАВОВ АО20-1 И АО10С2	60
Чертов В.М. (Москва) КОМПЛЕКСНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПЕРСПЕКТИВНОЙ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ	61
Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А. (Оренбург) ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ	62
Мирзаев Д.А., Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Рушиц С.В., Хлебникова Ю.В. (Челябинск, Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Cu–24 АТ.% Ga	63
Рушиц С.В. (Челябинск) НАНОДВОЙНИКОВАНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ И ТЕОРИЯ АДАПТИВНЫХ ФАЗ	64
Алёшин А.Н. (Москва) КИНЕТИКА РОСТА ЗЁРЕН В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ НИКЕЛЕ. РОЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФфуЗИИ	65
Старостенков М.Д., Яшин А.В., Хорошилов Д.Е., Дудник Е.А., Тихонова Т.А. (Барнаул, Новокузнецк) ВЛИЯНИЕ НОСИТЕЛЕЙ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА НА ХАРАКТЕР ДЕФОРМАЦИИ ГЦК КРИСТАЛЛА	66
Старостенков М.Д., Дудник Е.А., Мясниченко В.С., Попова Л.А. (Барнаул, Рубцовск) О ВЛИЯНИИ КОНЦЕНТРАЦИИ КОМПОНЕНТ НА СВЕРХСТРУКТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cu-Au	67
Астафурова Е.Г., Захарова Г.Г., Чумляков Ю.И. (Томск) ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СЖАТИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА	68
Пилюгин В.П., Дуб С.Н., Брытков Д.А., Солодова И.Л., Панфилов П.Е. (Екатеринбург, Киев/Украина) ПОВЕДЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ СИЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	69
Осинская Ю.В., Покоев А.В. (Самара) ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПЛОТНОСТЬ СТАРЕЮЩЕГО СПЛАВА БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2	70
Еfimov O.Yu., Yuriev A.B., Chinokalov V.Ya., Simakov V.P., Gromov V.E., Konovalov S.V. (Новокузнецк) PROPERTIES OF CAST IRON ROLLERS AFTER PLASMA HARDENING	71
Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ И ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР ПРИ ПЛАЗМЕННОМ УПРОЧНЕНИИ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ И ЭКСПЛУАТАЦИИ	72

Ширинов Т.М., Глезер А.М., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Москва) ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЕРМЕНДЮРОВ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ	73
Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Пошевнева А.И. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СТАЛИ 08X18N10T ПРИ УСТАЛОСТИ И ТОКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	74
Вострцова А.В., Карпий С.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Тересов А.Д., Филимонов С.Ф. (Томск, Новокузнецк) МИКРОТВЁРДОСТЬ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ 45 ДО И ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	75
Глезер А.М., Яскевич М.И., Ширинов Т.М., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Москва) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Fe-Co СПЛАВОВ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ И УПОРЯДОЧЕНИИ	76
Глезер А.М., Манаенков С.Е. (Москва) АНАЛИЗ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОЛОС СДВИГА С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ ЧАСТИЦАМИ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Fe	77
Кареев С.И., Глезер А.М., Шеляков А.В. (Москва) ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, ПОЛУЧЕННОГО ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА	78
Коржов В.П., Карпов М.И. (Черноголовка) ОПРОБОВАНИЕ ПЛАВИЛЬНЫХ МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВА Cu-30%Cr	79
Коржов В.П., Карпов М.И., Внуков В.И. (Черноголовка) МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Cu-2%Cr, ПОЛУЧЕННОГО ДУГОВОЙ ПЛАВКОЙ	80
Коржов В.П., Карпов М.И. (Черноголовка) СТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb-Si С 3 и 6 МАСС.%Si, ПОЛУЧЕННЫХ ЗОННОЙ ПЛАВКОЙ	81
Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Зверев В.Н., Желтякова И.С., Ходос И.И. (Черноголовка) МИКРОСТРУКТУРА И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОЙ ЛЕНТЫ СО СЛОЯМИ ИЗ СПЛАВА Nb-Ti НАНОРАЗМЕРНОЙ ТОЛЩИНЫ	82
Коржов В.П., Карпов М.И., Внуков В.И., Малаховский С.И., Фролов П.А. (Черноголовка) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Cu-30%Cr, ПОЛУЧЕННОГО ДУГОВОЙ ПЛАВКОЙ С РАСХОДУЕМЫМ ЭЛЕКТРОДОМ	83
Прокошкин С.Д., Браиловский В., Хмелевская И.Ю., Коротичкий А.В., Инаекян К.Э., Демерс В. (Москва, Монреаль/Канада) РЕСУРС МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЕГО РЕАЛИЗАЦИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОЙ, ПОЛИГОНИЗОВАННОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРАМИ	84
Korotitskiy A.V., Inaekyan K.E., Brailovski V., Prokoshkin S.D. (Москва, Montreal (Quebec), Canada) LONG-TERM CHANGE OF MICROHARDNESS OF Ti-50.26at.%Ni SHAPE MEMORY ALLOY AFTER SEVERE PLASTIC DEFORMATION	85

Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г. (Москва) ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЗОТСОДЕРЖАЩИХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ	86
Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Чернавина А.А., Перевощикова Н.Н. (Москва) ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА Ti–Ni НА ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОД ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ	87
Муктепавела Ф.О. (Рига/Латвия) ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В МЕЛКОДИСПЕРСНОЙ Pb-Sn ЭВТЕКТИКЕ	88
Михайлюк А.И., Житару Р.П. (Кишинев/Молдова) ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ИХ УПРОЧНЕНИИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ МЕТОДОМ	89
Шадурский А.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл. (Витебск/Беларусь) МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРЕВА ВОЛНОВОДОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	90
Глебовский В.Г., Маркин С.Н., Штинов Е.Д., Бронгерсма Х.Х. (Черноголовка, Линц/Австрия, Эйндховен, Голландия) ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ МОЛИБДЕНА МЕТОДОМ РМИ	91
Paidar V. (Prague/ Czech Republic) DISPLACIVE PROCESSES AND PHASE TRANSFORMATIONS	91
Ostapovets A., Paidar V. (Prague/ Czech Republic) COMPARISON OF DIFFERENT DISPLACIVE PROCESSES IN BCC STRUCTURE	92
Яшников В.П. (Черноголовка) О ПРИРОДЕ НЕСТАЦИОНАРНОЙ МИГРАЦИИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПОЛУПЕТЛИ	92
Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И. (Санкт-Петербург) ПОРИСТОСТЬ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЗАКОНОМЕРНОСТИ МИКРОРАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	94
Спивак Л.В., Шеляков А.В. (Москва, Пермь) ТЕРМОАКТИВАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ КВАЗИБИНАРНЫХ СИСТЕМ TiNi–TiCu	95
Гольцова М.В., Жиров Г.И. (Донецк/Украина) ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ СОЛИТОНОПОДОБНЫЕ КОГЕРЕНТНЫЕ ВЫПУЧИВАНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ ПАЛЛАДИЙ-ВОДОРОД	96
Ильин А.А., Гольцова М.В. (Донецк/Украина, Москва) ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ: ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА	97
Жиров Г.И., Гольцова М.В. (Донецк/Украина) СТРУКТУРНО-МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ГИДРИДНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ ПАЛЛАДИЙ–ВОДОРОД	98
Глухова Ж.Л., Гольцов В.А., Любименко Е.Н., Щеголева Т.А., Гольцова М.В. (Донецк/ Украина) ВОДОРОДНЫЕ КОНЦЕНТРАЦИОННЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ВЫЗЫВАЕМЫЕ ИМИ ЭФФЕКТЫ В СИСТЕМАХ МЕТАЛЛ-ВОДОРОД	99

Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А., Солодова И.Л., Калетина Ю.В. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИРКОНИЯ ПРИ $\beta \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИИ	100
Шибков А.А. (Тамбов) ДИНАМИКА ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВОВ Al-Mg	101
Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В. (Тамбов) ДИНАМИКА ЗАРОЖДЕНИЯ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Al-Mg	102
Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В. (Тамбов) ДИНАМИКА ОБРАЗОВАНИЯ ШЕЙКИ ПЕРЕД РАЗРУШЕНИЕМ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg	103
Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В. (Тамбов) МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ТИПЫ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ САВАРА-МАССОНА	104
Ковалевская Т.А., Григорьева Н.А., Данейко О.И. (Томск) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ АНАЛИЗА ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ	105
Бродова И.Г., Ширилкина И.Г., Астафьев В.В., Шорохов Е.В., Жгилев И.Н. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ОБЪЕМНЫХ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ Al СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	106
Коршак В.Ф., Шаповалов Ю.А., Крышталь А.П., Самсоник А.Л. (Харьков/Украина) ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ ЭВТЕКТИКИ КАК РЕЗУЛЬТАТ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	107
Аристова И.М., Седых В.Д., Дубовицкий А.В., Шехтман В.Ш. (Черноголовка) ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ МАНГАНИТА ЛАНТАНА ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ.	108
Сурсаева В.Г., Швиндлерман Л.С. (Черноголовка) ИЗУЧЕНИЕ КОЛЛЕКТИВНОГО ДВИЖЕНИЯ ТРЕХ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ.	109
Кашенко М.П., Чашина В.Г. (Екатеринбург) ДИНАМИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ РЕКОНСТРУКТИВНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ НА ИХ ОСНОВЕ	110
Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. (Санкт-Петербург, Тольятти) ВЛИЯНИЕ УСТАЛОСТИ НА ПАРАМЕТРЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ОБРАЗЦАХ ИЗ СПЛАВА AlCuPb	111
Лотков А.И. (Томск) ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРЕДМАРТЕНСИТНЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В В2-СОЕДИНЕНИЯХ ТИТАНА И СИСТЕМЕ In-Ti.	112
Батурин А.А. (Томск) РАЗВИТИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ.	113

Гришков В.Н., Копылов В.И., Батурин А.А., Дударев Е.Ф., Лотков А.И., Гирсова Н.В. (Томск, Минск/Беларусь) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ПРОКАТКЕ, РКУ И АВС ПРЕССОВАНИИ.	114
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) ОЦЕНКА УРОВНЯ СВОЙСТВ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ И ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗДЕЛА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ	115
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) АНАЛИЗ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА.	116
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМИК С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РЕЖИМА $V(Z)$ – КРИВЫХ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА.	117
Валиев Р.З. (Уфа) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	118
Макара В.А., Стебленко Л.П., Крит А.Н., Курилюк А.Н., Кобзарь Ю.Л., Науменко С.Н., Весна Г.В., Руденко О.В. (Киев/Украина) МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЙ ВЛИЯНИЕМ ГРАДИЕНТНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ	119
Макара В.А., Стебленко Л.П., Весна Г.В., Весна В.Т., Науменко С.Н., Кобзарь Ю.Л., Курилюк А.Н., Кучакова Т.А. (Киев/Украина) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛМАЗОПОДОБНЫХ КРИСТАЛЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ	120
Чорнобук С.В., Попов А.Ю., Макара В.А. (Киев/Украина) КИНЕТИКА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕАКЦИОННО-ПРЕССОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ $TiB_2 - SiC - C$	121
Чорнобук С.В., Попов А.Ю., Когутюк П.П., Макара В.А., Казо И.Ф. (Киев/Украина) ЗАКОНОМЕРНОСТИ БЕСКОНТАКТНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ TiC И V_4C	122
Попов А.Ю., Чорнобук С.В., Мисник А.Ю., Маркив В.Я. (Киев/Украина) КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ В СИСТЕМЕ $Ti-Al-V_2O_3$	123
Алексеева Л.Е., Панкова М.Н., Смирнов О.М. (Москва) МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ ЛОКАЛЬНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	124
Богачева О.А., Ростовцев Р.Н. (Тула) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ $Cu-Sn-Zn$.	125
Седых В.Д., Шехтман В.Ш. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСИ ЖЕЛЕЗА НА СТРУКТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПОДАВЛЕНИЕ ПОЛИМОРФИЗМА В СОЕДИНЕНИИ $LaMn_{1-x}Fe_xO_{3+\delta}$ ($x = 0.015 - 0.5$)	126

Семенова Л.М., Власова И.В., Бахрачева Ю.С. (Волгоград) ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ	127
Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Нейман А.А., Мейснер С.Н., Прозорова Г.В., Дементьева М.Г. (Томск) СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ ИЗ МОЛИБДЕНА И ТАНТАЛА.	128
Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Жигалов В.С., Бондаренко Г.Н. (Красноярск) ТВЁРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОПЛЁНКАХ: Fe – Ni СИСТЕМА	129
Бахрушин В.Е. (Запорожье/Украина) ЛИНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В КРЕМНИЕВЫХ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИЯХ	130
Маркова Г.В. (Тула) ЭФФЕКТ ЗАПОМИНАНИЯ ФОРМЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Mn–Cu	131
Маркова Г.В., Лабзова Л.В., Головин И.С., Siemers C., Goken J. (Тула, Москва, Braunschweig/ Germany, Leer/Germany) ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Fe–Mn–Si	132
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА-ПЕТЧА В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И КВАЗИОДНОФАЗНЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	133
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Баранов Г.В., Белов В.Ю., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В. (Н.Новгород, Саров) ВЛИЯНИЕ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРЫ НА ОПТИМАЛЬНУЮ ТЕМПЕРАТУРУ СПЕКАНИЯ ВОЛЬФРАМОВЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ ВНЖ	134
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Бутусова Е.Н., Чегуров М.К., Котков Д.Н., Кобычев Д.А., Козлова Н.А., Лопатин Ю.Г., Степанов С.П. (Н.Новгород) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ЗАРОЖДЕНИЕ И РОСТ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ	135
Чувильдеев В.Н., Грязнов М.Ю., Сысоев А.Н., Копылов В.И., Щавлева А.В., Пирожникова О.Э., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПАРАМЕТРЫ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ	136
Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Копылов В.И., Пирожникова О.Э., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) ПРЕДЕЛ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ЗЕРЕН ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	137
Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Смирнова Е.С., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	138
Ильинский А.И., Зубков А.И., Лябук С.И. (Харьков/Украина) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И РЕЛАКСАЦИЮ НАПРЯЖЕНИЙ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ МЕДЬ-МОЛИБДЕН	139

Ещенко Р.Н., Пацелов А.М., Пилюгин В.П. (Екатеринбург) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_{3Al} С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ ДЕЙТЕРИЯ	140
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В. (Томск) ДВОЙНИКОВАНИЕ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ И ВОДОРОДОМ	140
Колесников Н. Н., Борисенко Е. Б., Борисенко Д. Н., Божко С. И. (Черноголовка) ФОРМИРОВАНИЕ ФРАКТАЛЬНЫХ СТРУКТУР В КРИСТАЛЛАХ GaSe, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА	141
Красников А.С., Миркин Л.И. (Рязань) АМОРИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В ЗОНЕ ДЕЙСТВИЯ ЛУЧА ЛАЗЕРА	142
Беляев С.П., Истомина В.В., Коледов В.В., Кучин Д.С., Лега П.В., Реснина Н.Н., Шавров В.Г., Шеляков А.В. (Санкт-Петербург, Москва) ВЛИЯНИЕ ДОЛИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СТРУКТУРУ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$.	143
Морозов Е.В., Сердобольская О.Ю., Карпачев С.Н., Коледов В.В., Ховайло В.В., Шавров В.Г. (Москва) АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ $Ni_{2,16}Fe_{0,05}Mn_{0,79}Ga$	144
Бондарев А.Б., Хусаинов М.А., Пластинина Г.В., Андреев В.А. (В.Новгород) МЕХАНИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВОВ $TiNi$ С ПСЕВДОУПРУГИМИ СВОЙСТВАМИ	145
Бондарев А.Б., Хусаинов М.А., Летенков О.В., Андреев В.А. (Москва, В.Новгород) ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ НА СИЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫПУКЛЫХ СЕГМЕНТОВ	146
Дегтярева В.Ф. (Черноголовка) ДЕФОРМАЦИЯ БЕЙНА ГЦК – ОЦК В СПЛАВАХ In– Sn ПРИ НОРМАЛЬНОМ И ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ	147
Юдин В.В., Титов П.Л., Михалюк А.Н. (Владивосток) ПЕРКОЛЯЦИЯ ЭНТРОПИЙНЫХ ФУНКЦИОНАЛОВ НА ДРЕВЕСНЫХ ГРАФАХ КЕЙЛИ КАК МЕТОД ДИАГНОСТИКИ ХАРАКТЕРА ПОРЯДКА-БЕСПОРЯДКА СЛОЖНЫХ СТРУКТУР	148
Юдин В.В., Щеголева С.А. (Владивосток) СВЕРХРАЗМЕРНАЯ ФРАКТАЛЬНАЯ КИНЕТИКА СТРУКТУРНОЙ ДЕГРАДАЦИИ АМОРФНЫХ ПЛЕНОК ПРИ ГАММА-ОБЛУЧЕНИИ	149
Антонов В.Е. (Черноголовка) ГИСТЕРЕЗИС ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМАХ МОЛИБДЕН-ВОДОРОД И ВОДА-ВОДОРОД	150
Емалетдинов А.К. (Уфа) УПРУГИЕ И КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСЛОКАЦИЙ И ИХ СКОПЛЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ	151

Емалетдинов А.К., Алетдинов А.Ф. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ОСНОВЫ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ НАПЫЛЕНИИ	152
Емалетдинов А.К., Алетдинов А.Ф. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ ОПТИМИЗАЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНОЙ ЗОНЕ ЛОКАЛЬНЫМ РАЗОГРЕВОМ	153
Горячев Ю.М., Дехтярук В.И., Симан Н.И., Фиялка Л.И. (Киев/Украина) ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ФУНКЦИИ ЛЕГИРОВАННОГО α -ЖЕЛЕЗА	154
Казанцева Н.В., Степанова Н.Н., Виноградова Н.И., Черных Д.С., Яковлева С.П. (Екатеринбург, Якутск) МОДУЛЯЦИЯ В КОМПЛЕКСНЫХ КАРБИДАХ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ	155
Казанцева Н.В., Виноградова Н.И., Ригмант М.Б., Пирогов А.Н. (Екатеринбург) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	155
Блантер М.С., Глазков В.П., Соменков В.А. (Москва) ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТЕПЛОВЫЕ АТОМНЫЕ КОЛЕБАНИЯ В Ca,Sr И La	156
Блантер М.С., Дмитриев В.В., Байков В., Рубан А. (Москва, Стокгольм/Швеция) ПЕРВОПРИНЦИПНЫЕ РАСЧЕТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИНОРОДНЫХ ВНЕДРЕННЫХ АТОМОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ	157
Портной В.К., Леонов А.В., Федотов С.А. (Москва) ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В Ni-Mg И Ni-Mg-C СИСТЕМАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ	158
Ширманов Н.А. (Ульяновск) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА	159
Kisel V.P. (Черноголовка) KEY ROLE OF THE DEFORMATION MECHANISMS IN PHASE TRANSITIONS IN SOLIDS, LIQUIDS, BIOLOGICAL TISSUES (TUMOR GROWTH, AGING, ADAPTATION TO STRESS AND MEDICAL TREATMENT ARE INCLUDED)	160
Kisel V.P. (Черноголовка) MECHANISMS OF PLASTICITY AND FRACTURE IN CRYSTALS UNDER LOW AND SHOCK-WAVE STRESSES	161
Kisel V.P. (Черноголовка) DEFORMATION MECHANISMS IN SUPERSOLID AND SUPERFLUID He	162
Kisel V.P. (Черноголовка) UNIVERSALITY OF DISLOCATION MICROMECHANISMS IN ION DYNAMICS	163
Kisel V.P. (Черноголовка) CLASSICAL DEFORMATION PROPERTIES IN THE PHASE TRANSITIONS OF VARIOUS MATERIALS INCLUDING QUANTUM SOLID AND LIQUID HELIUM	164
Kisel V.P. (Черноголовка) DISLOCATION MECHANISMS EXPLAIN THE FEATURES OF LOW TEMPERATURE HEAT CONDUCTIVITY IN RARE-GAS SOLIDS	165

Kisel V.P. (Черноголовка) DISLOCATION MECHANISMS DETERMIN THE THERMAL CONDUCTIVITY OF LIQUIDS AND SOLIDS INCLUDING SUPERCONDUCTORS AND SUPERFLUIDS	166
Yoshiyuki Kataoka, Hisayuki Kohno, Hisashi Homma, Kohei Kansai (Osaka/ Japan) SIMULTANEOUS ANALYSIS OF NICKEL ALLOYS AND HIGH ALLOY STEELS USING THE FUNDAMENTAL PARAMETER METHOD	167
Стрелецкий А.Н., Леонов А.В., Колбанев И.В., Теселкин В.А., Борунова А.Б. (Москва) ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ (Mg, Ti) НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.	168
Аубакирова Р.К., Жумаканова В.Р., Алпысбай И.М. (Алматы/Казахстан) МОРФОЛОГИИ МИКРОСТРУКТУРЫ В СИСТЕМЕ АЛЮМИНИЙ-КРЕМНИЙ	169
Князева А.Г., Крюкова О.Н. (Томск) МОДЕЛЬ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ РАСПЛАВА	170
Шахназаров К.Ю., Тепленичева А.С. (Санкт-Петербург) АНОМАЛИИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗА ПРИ ~ 650 И 900°C КАК СЛЕДСТВИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕМ	171
Кийко В.М., Колчин А.А, Милейко С.Т., Толстун А.Н. (Черноголовка) МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА ИТТРИЙ-АЛЮМИНИЕВОГО ГРАНАТА, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	172
Кийко В.М., Колчин А.А, Новохатская Н.И.(Черноголовка) ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА $Al_2O_3 - Y_3Al_5O_{12}$, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ: МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	173
Анисович А.Г., Тофпенец Р.Л. (Минск/Беларусь) РОЛЬ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТОВ УПАКОВКИ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	174
Семенова Л.М., Власова И.В., Бахрачева Ю.С. (Волгоград) ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ	175
Белоненко М.Б. (Волгоград) ВЛИЯНИЕ МИКРОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФЕКТА НА ДИНАМИКУ ПРЕДЕЛЬНО КОРОТКОГО ОПТИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСА В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ ТИПА ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК.	176
Трубицын В.Ю., Долгушева Е.Б. (Ижевск) ИЗОСТРУКТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ОЦК ЦИРКОНИИ	177
Кузнецов А.Р., Окатов С.В., Горностырев Ю.Н. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО СОСТОЯНИЯ НА ПЕРЕСТРОЙКУ РЕШЕТКИ ПРИ ГАММА-АЛЬФА ПРЕВРАЩЕНИИ. РЕЗУЛЬТАТЫ ПЕРВОПРИНЦИПНЫХ РАСЧЕТОВ.	178
Прокофьев С.И., Johnson E., Жилин В.М., Dahmen U. (Черноголовка, Copenhagen/Denmark, Roskilde/Denmark, Berkeley/USA) НАБЛЮДЕНИЕ АНИЗОТРОПИИ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕПЛООВОГО ДВИЖЕНИЯ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА В АЛЮМИНИИ	179

Прокофьев С.И., Johnson E., Жилин В.М., Dahmen U. (Черноголовка, Copenhagen/Denmark, Roskilde/Denmark, Berkeley/USA) IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ РАСТВОРЕНИЯ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА, ЛЕЖАЩИХ НА ДИСЛОКАЦИИ В АЛЮМИНИИ	180
Страумал Б.Б., Внуков В.И., Калниньш Я., Шотанов А.Е., Аслунд А., Костюченко В.Г., Перевезенцев В.Н., Муктепавела Ф.О. (Черноголовка; Угале/Латвия; Гетеборг/Швеция; Киев/Украина; Нижний Новгород; Рига/Латвия) СПЛАВЫ Sn-Pb И Cu-Zn-Pb ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ	181
Заболоцкий Д.С., Пинюгжанин В.Д., Скрябина Н.Е., Fruchart D., Girard G., Miraglia S. (Пермь; Гренобль/Франция) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ МАГНИЕВОГО СПЛАВА AZ31 В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	182
Колупаева С.Н., Семенов М.И., Еремина Ю.П. (Томск) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СРЕДЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК МАТЕРИАЛОВ	183
Страумал Б.Б., Сидоренко А.С., Кондреа Е.П., Препелица А., Страумал А.Б., Горнакова А.С., Яшников В.П. (Черноголовка, Кишинев, Москва) СОЗДАНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СО СВЕРХПРОВОДЯЩИМИ ПРОСЛОЙКАМИ ДИБОРИДА МАГНИЯ С ПОМОЩЬЮ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО СМАЧИВАНИЯ	184
Хлебникова Ю.В., Табатчикова Т.И., Родионов Д.П., Сазонова В.А. (Екатеринбург) КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ $\beta \rightarrow \alpha$ -ПРЕВРАЩЕНИИ В ОРИЕНТИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ КОБАЛЬТА	185
Макара В.А., Стебленко Л.П., Весна Г.В., Весна В.Т., Кобзарь Ю.Л., Науменко С.Н., Курилюк А.Н., Кучакова Т.А. (Киев/Украина) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛМАЗОПОДОБНЫХ КРИСТАЛЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПОКРЫТИЯМИ	186
Страумал Б.Б., Манна И., Родин А.О., Кучеев Ю.О., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Добаткин С.В. (Черноголовка, Карагпур/Индия, Москва) МОРФОЛОГИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ ПРИ ПОЛНОМ И НЕПОЛНОМ ТВЕРДОФАЗНОМ СМАЧИВАНИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В СТАЛЯХ	187
Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. (Н. Новгород) ЗАРОЖДЕНИЕ МИКРОТРЕЩИНЫ В УПРУГОМ ПОЛЕ ДИСКЛИНАЦИИ	188
Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. (Н. Новгород) КИНЕТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ ОБЛАСТЕЙ КРИСТАЛЛА	189
Страумал Б.Б. (ИФТТ, Черноголовка) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН	190
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	191
СОДЕРЖАНИЕ	196

Научное издание

Фазовые превращения и прочность кристаллов

Сборник тезисов
(17-21 ноября 2008 г. Черноголовка)

Публикуется в авторской редакции

*Техническое редактирование и
компьютерная верстка Е.В. Черняевой*