XVI Международная конференция

"Физика прочности и пластичности материалов"

26 – 29 июня 2006 года Самара, Россия

СБОРНИК ТЕЗИСОВ



Министерство образования и науки Российской Федерации Федеральное агентство по образованию РФ Научный совет РАН по физике конденсированных сред Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов Самарский научный центр РАН Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН Российская академия естественных наук Волго-Камское региональное отделение Тольяттинский государственный университет Самарский государственный технический университет



XVI Международная конференция

"Физика прочности и пластичности материалов"

26 – 29 июня 2006 года Самара, Россия

Сборник тезисов

Самара, 2006

УДК 539.4+620.1+669.017:539.31 ББК 22.251+34.43+30.3

Физика прочности и пластичности материалов: сб. тез. XVI Международной конференции, Самара, 2006, 286 с.

В сборнике представлены тезисы более 250 докладов из России и зарубежья, посвященных вопросам материаловедения, физики и механики прочности широкого круга современных материалов.

Публикации в сборнике освещают современные тенденции науки о материаловедении и будут полезны для ученых, инженеров, аспирантов и студентов, интересующихся фундаментальными и прикладными вопросами прочности и пластичности материалов.

ISBN 5-7964-0818-6

- © Авторы, 2006
- © Самарский государственный технический университет, 2006

О КОНФЕРЕНЦИИ ПО ФИЗИКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Конференция по физике прочности и пластичности является одним из представительных и старейших научных форумов, проводимых периодически уже более сорока лет; организатором и председателем Оргкомитета конференции долгое время был членкорреспондент АН Киргизской ССР, заслуженный деятель Карельской АССР, профессор Юрий Степанович Терминасов.

Мне, выпускнику кафедры физики металлов Ленинградского Политехнического института, довелось быть участником 13 из 15 этих конференций. Уже потом я узнал, что Ю.С. Терминасов был в числе первых выпускников кафедры физики металлов ЛПИ; практически одновременно с ним (1930–1932) кафедру окончили известные впоследствии специалисты в области физики металлов М.В. Якутович, Л.А. Гликман, Ф.Ф. Витман, Е.М. Шевандин.

Кафедра физики металлов была организована по инициативе А.Ф. Иоффе в 1926 году. Ее руководителем в течение 36 лет был крупный ученый в области прочности и пластичности металлов и сплавов академик Н.Н. Давиденков; хотелось бы отметить, что последним аспирантом, которого выпустил Н.Н. Давиденков, стал хорошо известный впоследствии ученый в области физики и механики прочности – В.А. Лихачев.

Традиции, заложенные Н.Н. Давиденковым, и позволили, очевидно, Ю.С. Терминасову стать видным ученым в области металлофизики, рентгенографии и крупным организатором науки; с 1948 он был бессменным заместителем председателя комиссии по рентгенографии АН СССР.

В 1960 г. Ю.С. Терминасов был направлен на работу в Петрозаводск, где избирается деканом физико-математического факультета и заведующим кафедрой экспериментальной физики Петрозаводского Университета. Именно в Петрозаводске Ю.С. Терминасов организует и начинает проводить знаменитые конференции на пароходах, среди которых особенно запомнилась поездка по Беломоро-Балтийскому каналу на Соловецкие острова и пароходная конференция по Северной Двине (последняя, к сожалению, закончилась появлением в газете "Правда" фельетона "Под шорох волн", инициированного одним из деятелей науки, который не был приглашен на эту конференцию). На пароходных конференциях была особая атмосфера непринужденного плодотворного общения молодых ученых, аспирантов (а они составляли до 60-70% участников) с крупными, авторитетными учеными, академиками и профессорами, среди которых можно назвать В.Г. Курдюмова, В.И. Трефилова, К.Ф. Стародубова, В.И. Иверонову, Я.Е. Гегузина, Л.Н. Ларикова, М.А. Криштала, Л.С. Палатника, Б.М. Ровинского, В.Л. Индембома, А.Н. Орлова, В.И. Владимирова, В.А. Лихачева, В.И. Старцева, Б.Я. Пинсса, А.А. Предводителева, И.Я. Дехтора, Г.Я. Козырского, Д.М. Васильева, В.М. Розенберга, Ч.В. Копецкого, и многих-многих других, которых уже нет с нами.

В 1969 году Ю.С. Терминасов начал работать заведующим кафедрой физики Куйбышевского Политехнического института, и до 1995 года конференция физики прочности и пластичности материалов стала проводиться в Куйбышеве на базе этого института, по-прежнему, собирая большую (до 400 участников) представительную аудиторию. После ухода из жизни Ю.С. Терминасова председателями Оргкомитета конференции были профессора В.И. Старцев (ФТИНТ, Харьков), В.Р. Регель (ФТИ, Ленинград), В.А.

Лихачев (СПБГУ, С-Петербург). Большую работу по организации конференции проводил ученик Ю.С. Терминасова – профессор А.Н. Бекренев. Конференция по праву числилась в ряду наиболее важных и престижных событий научной жизни СССР, а затем России и СНГ.

Последняя конференция в Самаре была проведена в 1995 году. По инициативе Межгосударственного Координационного Совета по физике прочности и пластичности материалов, которую поддержал Научный Совет РАН по физике конденсированных сред, в 2003 году очередная конференция была проведена в Самарской области (г. Толльяти) на базе Государственного Университета и Исследовательского центра "АВТОВАЗ". Успешное проведение этой конференции, одним из активных организаторов которой был профессор А.А. Викарчук, подтвердило справедливость решения о возобновлении этой традиции.

И вот, спустя 11 лет, на базе Самарского Государственного Технического Университета и кафедры физики этого Университета, которой руководит профессор А.М. Штеренберг, состоится очередная, 16-ая Международная конференция по физике прочности и пластичности материалов.

Остается пожелать ее успешного проведения, пожелать организаторам и участникам сохранить традиционно высокий уровень конференции, а также плодотворного научного общения.



ДИФФУЗИОННО-КОНТРОЛИРУЕМЫЕ ПРОЦЕССЫ ИПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Колобов Ю. Р.

Центр наноструктурных материалов и покрытий Белгородского госуниверситета, Белгород, kolobov@bsu.edu.ru

Рассмотрены характерные закономерности развития диффузии и диффузионно-контролируемых процессов (зернограничного проскальзывания, дислокационной аккомодации и миграции границ зерен) в поликристаллических металлах и сплавах с ОЦК и ГЦК кристаллическими решетками при отжигах и ползучести. Обсуждаются особенности проявления эффекта активации зернограничного проскальзывания направленными диффузионными потоками атомов по границам зерен. Анализируется взаимосвязь и взаимовлияние процессов диффузии, проскальзывания и миграции границ зерен, как факторов, определяющих развитие пластической деформации в рассматриваемых условиях.

Проводится анализ экспериментальных результатов по изучению влияния состояния границ зерен на величину коэффициентов зернограничной диффузии и механизмы ползучести объемных наноструктурных металлов. Рассматриваются физические причины значительного (на несколько порядков величины) увеличения проницаемости границ зерен в металлических поликристаллах в наноструктурном состоянии в сравнении с соответствующими для крупнозернистого состояния. Показано, что уникальные свойства объемных наноструктурных металлов и сплавов, полученных воздействием интенсивной пластической деформации, обусловлены двумя факторами: ультрамелким размером зерен и неравновесным состоянием их границ.

Обосновывается определяющая роль диффузионно-контролируемых процессов на границах зерен в развитии зернограничного проскальзывания при ползучести и сверхпластическом течении наноструктурных металлов и сплавов. Исследованы закономерности проявления низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности в указанных материалах.

На примере алюминиевых и титановых сплавов в наноструктурном состоянии проведен анализ особенностей развития микро- и мезоструктур при сверхпластической деформации в сравнении с соответствующими для мелкозернистого состояния. Рассматривается роль химического состава, дисперсности частиц вторичных фаз и других факторов в формировании и эволюции структурно-фазового состояния при больших пластических деформациях.

КОМПОЗИТНЫЕ МОДЕЛИ ЗЕРЕН ПОЛИКРИСТАЛЛА. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОСНОВАНИЕ

Конева Н. А., Жданов А. Н.*, Тришкина Л. И., Перевалова О. Б., Козлов Э. В.

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

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

Практически все промышленные материалы являются поликристаллами. Надежность эксплуатации и обработки металлических изделий определяется их прочностны-

ми и пластическими свойствами. В значительной мере они зависят от размера зерен поликристаллического агрегата и структуры их границ.

Границы зерен (ГЗ) играют значительную роль в пластической деформации и упрочнении. Они являются источниками дислокаций и стоками для них. Скольжение дислокаций тормозится ими, но наблюдаются случаи, когда ГЗ пропускают сдвиги через себя. Формирование двойников отжига и развитие деформационной субструктуры, как правило, начинается от ГЗ. Наконец, по некоторым типам границ может происходить скольжение, которое усиливается с ростом температуры. Структура ГЗ определяется рядом важных характеристик. ГЗ могут быть равновесными и неравновесными. Первые – подразделяются на границы специальные и общего типа, вторые – могут содержать сегрегации и избыточный, против равновесного, свободный объем. Строение, локализация и величина свободного объема во многом определяют свойства ГЗ.

Области тел зерен, непосредственно примыкающие к ГЗ, обладают особой структурой и свойствами. Характеристики приграничных прослоек, наряду со структурой самих границ, чрезвычайно важны для формирования механических свойств поликристаллического агрегата. Поэтому описание механических свойств поликристалла потребовало развития композитной модели зерна. В докладе рассматриваются различные варианты композитных моделей, возможность их синтеза и дальнейшее развитие. Приводятся экспериментальные результаты авторов по исследованию методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии распределений по зерну различных характеристик деформированных поликристаллических материалов (сплавы Cu–Al, Cu–Mn, Ni₃Fe, ультрамелкозернистые металлы Cu и Ni): плотности дислокаций, размера ячеек, внутренних полей напряжений, избыточной плотности дислокаций и др. Установлено существование упрочненной приграничной зоны в поликристаллах с обычным размером зерен и в ультрамелкозернистых материалах. Выполнена количественная оценка размеров этой зоны в зернах разных размеров.

Полученные в работе результаты дают экспериментальное обоснование представления зерен поликристалла в виде композита как для зерен обычного размера, так и для ультрамелких.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СУБСТРУКТУРНОГО И ЗЕРНОГРАНИЧНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА МЕЗО- И МИКРОУРОВНЕ

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

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

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

Хорошо известно, что с увеличением плотности дефектов возрастает сопротивление деформированию металлического материала. Это утверждение в одинаковой степени относится к плотности дислокаций, границам ячеек, субграниц и границ зерен. Зависимость предела текучести $\sigma_{y.s}$ (для поликристаллов) или $\tau_{y.s}$ (для монокристаллов) от размера ячеек или субзерен (Д) выражается соотношением:

$$\sigma_{\text{v.s}} = m\tau_{\text{v.s}} = m(\tau_0 + K \square^{-1}), \tag{1}$$

где m — ориентационный фактор, K — коэффициент пропорциональности. Для размера зерен (d) существует подобное соотношение:

$$\sigma_{y.s} = \sigma_0 + kd^{-1/2}.$$
 (2)

В (1) и (2) τ_0 и σ_0 – вклад в предел текучести, не связанный с границами ячеек, субзерен (фрагментов) и зерен, k – коэффициент Холла–Петча.

На основании экспериментальных результатов, полученных авторами на чистой меди, твердых растворах Cu—Al и Cu—Mn, мало-и среднелегированных ОЦК сталях, и литературных сведений, выполнено сравнение закономерностей формирования мелких зерен и субзерен и их роли в формировании величины предела текучести. Путем статистического исследования обнаружено подобие функций распределения ячеек, субзерен, зерен и микрозерен и их эволюции с деформацией. Установлено, что эти образования могут содержать в себе дислокационную субструктуру или быть свободными от дислокаций. В последнем случае это наблюдается при размерах фрагментов или микрозерен порядка 0,1 мкм или меньше этой величины. Установлено, что эволюция внутренней дислокационной субструктуры при измельчении размеров фрагментов и микрозерен происходит подобным образом.

В работе дан анализ механизмов упрочнения, соответствующих формулам (1) и (2). Установлены зависимости коэффициента K от легирования твердого раствора и температуры испытания и коэффициента k от размера зерна. Предложена модель механизма деформации, пригодная как для фрагментов, так и для мелких зерен. На ее основе проведен анализ механизмов упрочнения для фрагментов и мелких зерен и представлена трактовка коэффициента k в соотношении (2) от размера зерен.

Рассмотрено влияние на упрочнение стабилизации границ и субграниц частицами вторых фаз.

ЭВОЛЮЦИЯ ПОРИСТОСТИ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г.

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

В работе рассмотрены особенности развития и залечивания микроскопических пор и трещин при высокотемпературных испытаниях металлов и сплавов. Исследованы специфика развития микроповрежденности в высокотемпературной области испытания по сравнению с областью умеренных температур, закономерности залечивания образовавшихся микропор и влияние залечивания на долговечность и ползучесть металлов. Рассмотрены также некоторые предварительные результаты исследования эволюции пористости в микрокристаллических металлах при сверхпластичности.

Основные результаты исследований сводятся к следующему.

- При понижении приложенного напряжения и повышении температуры испытания происходит замедление микроразрушения в приповерхностном слое образцов, связанное с частичным отжигом образовавшихся в процессе деформации микропор. Ранние стадии разрушения при высокотемпературной ползучести (ВТП), как и при умеренных температурах, связаны с массовым образованием микроскопических трещин и пор, преимущественно, в приповерхностном слое.

- Определены параметры образующихся пор. Показано, что одним из важнейших и наиболее корректно определяемых параметров является отношение размеров полуосей пор в предположении их эллипсоидальной формы.
- Показано, что гидростатическое давление является эффективным способом уменьшения образовавшейся в процессе ползучести пористости. Проведены экспериментальные и теоретические исследования связи эффективности залечивания с формой пор и их расстоянием до внешней поверхности.
- Залечивание пор приводит к существенному увеличению долговечности материалов. Исследованы особенности накопления пор при повторном (после залечивающей обработки) нагружении. Показано, что периодическое залечивание пор позволяет достигать многократного прироста долговечности.
- Переход к макроразрушению образцов при ВТП во всех случаях (и после промежуточного залечивания) происходит при достижении определенной степени повреждения границ зерен порами.
- В микрокристаллических металлах при испытаниях в режиме сверхпластичности обнаруживаются поры в широком диапазоне размеров от десятков нанометров до долей микрометра. Предполагается, что порообразование является неотъемлемым элементом сверхпластичного течения микрокристаллических материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 04-02-17627) и Научной Программы Санкт-Петербургского Научного центра РАН.

ОБЪЕМНЫЕ НАНО ИПД МАТЕРИАЛЫ: НЕДАВНИЕ ДОСТИЖЕНИЯ И НОВЫЕ ТЕНДЕНЦИИ

Валиев Р. 3.

Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа rzvaliev@mail.rb.ru

Недавние исследования показывают, что наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией (ИПД) могут обладать уникальными механическими свойствами, среди которых: очень высокая прочность и пластичность, повышенная усталостная прочность, а также низкотемпературная и высокоскоростная сверхпластичность. В настоящем докладе рассмотрена физическая природа таких уникальных свойств. Показано, что появление перспективных свойств обусловлено не только наличием ультрамелких зерен, но и структурой границ зерен, текстурой, внутренними напряжениями, морфологией вторичных фаз, что определяет действующие механизмы деформации в наноструктурных материалах. На основе новых экспериментальных результатов обсуждается стратегия достижения экстраординарной прочности и пластичности в наноструктурных материалах, необходимых для разработки перспективных конструкционных и функциональных применений.

РЕЛАКСАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ $a \rightarrow \gamma$ ПРЕВРАЩЕНИЯ В Fe И СТАЛИ

Бертяев Б. И., Штеренберг А.М.

СамГТУ, Самара

В работе выполнены теоретические исследования переходных процессов атомов из состояния α- фазы в состояние γ-фазы.

Уравнение для скорости процесса представлено в виде

$$\frac{d\delta\zeta}{dt} = -\frac{\zeta_K - \zeta}{\tau},$$

где $\delta\zeta$ – изменение относительной доли свободного объема (ОДСО), ζ_{κ} – исходное значение ОДСО границы кристаллической фазы, ζ – текущее значение ОДСО границы.

Время т представляет собой внутреннее время релаксации и для термически активируемых процессов может быть представлено в виде

$$\tau = \Delta \tau_e \exp \frac{U_0 - \gamma^* \Delta P - \mu \Delta T}{kT}, \qquad (1)$$

где $\Delta \tau_0$ связано с изменением чистоты колебаний электронов при смещении границы и для Fe составляет $1,94\cdot10^{-13}$ с, для углеродистой стали $2,54\cdot10^{-13}$ с, k постоянная Больцмана, ΔR и ΔT — изменение внутреннего давления и температуры границы.

Коэффициенты γ^* и μ имеют вид

$$\gamma^* = \frac{dU}{dP} = \upsilon \left(1 + \frac{1}{\zeta} \right),\,$$

$$\mu = \frac{\partial U}{\partial T} = k \left\{ \frac{1}{\zeta} - \left(1 + \frac{1}{\zeta} \right) \ln \left(1 + \frac{1}{\zeta} \right) \right\}.$$

При T = const и $\Delta R = \sigma$ – напряжение, уравнение (1) переходит в уравнение, аналогичное уравнению Журкова С.Н.:

$$\tau = \Delta \tau_e \exp \frac{U_0 - \gamma^* \sigma}{kT}.$$

Теоретические расчеты показывают, что для Fe $\gamma_k^*=17,22\cdot 10^{-28}~\text{м}^3,~\mu=-7,443\cdot 10^{-22}\text{Дж/град};$ для стали $\gamma_k^*=14,45\cdot 10^{-28}~\text{м}^3,~\mu=-6,87\cdot 10^{-22}\text{Дж/град}.$

В то же время данные по активационному периметру γ при разрушении Fe и стали, полученные по результатам статического нагружения образцов, составили $6.6-40\cdot10^{-28} \text{м}^3$ для Fe и $14\cdot10^{-28} \text{м}^3$ для стали.

ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО D*T*-ЭФФЕКТА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Зайченко С. Г., Глезер А. М.

Институт металлофизики и функциональных материалов им. Г.В. Курдюмова ГНЦ ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва raych@magn.ru glezer@imph.msk.ru

Недавно нами было обнаружено новое явление, заключающееся в необратимом изменении основных физических свойств как бинарных, так и многокомпонентных аморфных металлических сплавов (АМС) после завершения низкотемпературных воздействий (77 и 4,2 К) различной продолжительности [1]. Экспериментально установлено снижение предела текучести и напряжения течения, уменьшение площади спектра энергий активации, коэрцитивной силы, экваториального эффекта Керра, повышение намагниченности насыщения и модуля Юнга после завершения низкотемпературной обработки (НТО) образцов АМС в жидком азоте или гелии. Структурные исследования, проведенные методами дифракции нейтронов, малоуглового рассеяния нейтронов и рентгеновских лучей, эффекта Мессбауэра, свидетельствуют о необратимых изменениях топологического и химического ближнего порядка аморфных сплавов после НТО. Таким образом, низкотемпературный ΔT -эффект представляет собой необратимые изменения структуры и физических свойств аморфных сплавов после завершения низкотемпературной обработки. Предложена его физическая модель, основывающаяся на теоретическом исследовании процесса охлаждения ленточных образцов АМС, представляющих собой тонкие пластинки, и включающая:

- (i) решение трехмерного уравнения теплопроводности, позволившее найти распределение температур в охлаждаемых образцах, определить время полного охлаждения последних, определить скорость охлаждения $V\sim10^4-10^5$ К/с, которая по порядку величины сопоставима со скоростью процесса закалки из расплава;
- (ii) решение уравнений термоупругости, из которых получена максимальная величина термоупругих напряжений $\sigma \sim 10^7 10^8 \; \text{H/m}^2$. Этих напряжений, как показывают оценки, достаточно для разрыва связей ассоциатов: боридов, фосфидов, силицидов и неоднородностей другой природы, находящихся в расплаве и переходящих в аморфную ленту в процессе ее изготовления;
- (iii) решение волновых уравнений, позволившее установить, что продольные колебания образцов АМС в ходе НТО являются движущей силой дрейфа атомов, ответственных за необратимые изменения структуры и физических свойств аморфных сплавов.

Физическая модель низкотемпературного ΔT -эффекта объясняет полученные экспериментальные результаты.

1. Зайченко С.Г., Глезер А.М., Перов Н.С. и др. ДАН. 367 (1999) 478.

МЕХАНИКА ДЛИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕГРАДАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Арутюнян Р. А., Морозов Н. Ф., Разов А. И.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Robert.Arutyunyan@paloma.spbu.ru

При получении высококачественных керамических композитов, в частности, используется метод горячего прессования под высоким давлением или обычным спеканием порошков тугоплавких соединений. Для уменьшения пористости спекание проводят с порошками, пропитанными жидкими металлами и сплавами (активирующие добавки). При этом происходит образование жидкой фазы (стеклофазы). Далее применяется процедура сушки, в результате которой в жидкой фазе происходят химические процессы и поликонденсация, и окончательно формируется керамический композит, состоящий из жесткого упругого скелета и вязкой стекловидной фазы на границе зерен.

В условиях высоких температур керамические материалы претерпевают пластические деформации, вызванные скольжением границ зерен вследствие потери вязкости стекловидной фазы, разрыхления структуры, способствующей активному снижению прочности и разрушению керамической системы. Такой эффект наблюдается в опытах над различными керамическими системами, когда, начиная с некоторых температур, процессы деградации структуры и макроразрушения становятся неконтролируемыми. Принимая во внимание эти результаты и учитывая закон сохранения массы, в работе формулируются уравнения теории ползучести и критерий длительной прочности. В качестве параметров деградации структуры рассматриваются необратимое изменение плотности (пористости) и снижение коэффициента вязкости межфазных границ. Конкретизированы параметры критерия по данным опытов на высокотемпературную ползучесть и разрушение образцов из порошков нитрида кремния, спеченных с активирующими добавками оксида магния, оксида алюминия и оксида иттрия. Построены кривые длительной прочности для разных уровней температур и значений начальной пористости. В частном случае фиксированного по времени нагружения теоретические кривые температурной зависимости прочности хорошо описывают соответствующие опытные кривые для различных керамических систем и, в частности, керамических материалов на основе нитрида кремния.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (проект 05-01-39006-ГФЕН_а).

- 1. Керамические материалы / Г.Н. Масленникова, Р.А. Мамаладзе, С. Мидзута, К. Коумото; под ред. Г.Н. Масленниковой. М.: Стройиздат. 1991. 320с.
- 2. Керамика из высокоогнеупорных окислов / В.С. Бакунов, В.П. Балкевич, А.С. Власов и др. М.: Металлургия. 1977. 304с.
- 3. Керамика для машиностроения / А.П. Гаршин, В.М. Гронянов, Г.П.Зайцев, С.С. Семенов. М.: ООО. Изд-во Научтехлитиздат. 2003. 384c.
- 4. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Нитрид кремния и материалы на его основе. М.: Металлургия. 1984. 136с.
- 5. Арутюнян Р.А. Проблема деформационного старения и длительного разрушения в механике материалов. СПб.: Изд-во СПбГУ. 2004. 252с.

ЗАВИСИМОСТЬ АКТИВНОСТИ АЭ ОТ СПОСОБА ОБРАБОТКИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T

Камышанченко Н. В., Неклюдов И. М., Кузьменко И. Н., Роганин М. Н., Гальцев А. В.

Белгородский государственный университет, Белгород ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина

Термомеханическая обработка аустенитных хромоникелевых сталей оказывает сильное воздействие на их прочностные свойства, изменение которых обусловлено перераспределением роли отдельных механизмов в процессе упруго-пластического деформирования. Это позволяет рассматривать закалку сталей с последующим нагружением в упруго-пластической области при различных температурах как метод изучения закономерностей какого-либо явления, связанного с отдельными механизмами пластической деформации. Процессы, происходящие при упругопластическом нагружении или других видах воздействия на структуру твердого тела, создают условия для возникновения акустической эмиссии (АЭ).

Наложение напряжения в процессе отпуска деформированной при 77 К закаленной аустенитной стали приводит к образованию мартенсита и формированию тонкой структуры. Каждый из этих основных факторов играет определенную роль в сопротивлении пластическому деформированию и влияет на ее механические свойства [1]. Образование мартенсита сопровождается возникновением микронапряжений за счет сдвигового характера превращения, несоответствия решеток исходной и конечной фаз, а также за счет большого удельного объема конечной мартенситной фазы. Высокая степень роста мартенситных кристаллов способствует развитию и сохранению упругих напряжений в структуре мартенсита. Особо высоких значений внутренние остаточные напряжения достигают в вершинах мартенситных кристаллов аустенитного зерна [2].

Протекание микропластической деформации в реальных кристаллических телах при их нагружении в макроупругой области представлено в работах ряда исследователей [3, 4]. Дислокационная природа этого явления общепризнанна. В мартенсите релаксация микронапряжений может протекать как за счет диффузионного перераспределения примесных атомов, так и путем взаимодействия атомов внедрения с другими дефектами и развития микросдвигов.

Выяснение закономерностей и механизмов микропластической деформации материала при его макроупругом нагружении на основе особенностей реальной структуры и характера распределения напряжений в металле является чрезвычайно важным при разработке технологических процессов формирования физико-механических характеристик.

Таким методом, основанном на регистрации излучения волн в процессе напряжения, обусловленных возникновением и развитием дефектов структуры материала, является метод АЭ.

На интенсивность и активность АЭ существенное влияние оказывает фазовое превращение аустенита в мартенсит, его процентное содержание в сплаве, а также дефектное состояние мартенсита.

Активность АЭ дает возможность судить о кинетике процессов деформации и разрушения, а также о числе одиночных актов и количестве действующих источников АЭ в сталях.

Проведенные исследования влияния способа обработки стали 08X18H10T на активность АЭ позволяют утверждать:

- способ обработки влияет на количество образовавшейся мартенситной структуры в аустенитной стали, что, в свою очередь, влияет на активность АЭ;
- в процессе деформационного старения при определенной температуре в твердом теле возрастают дополнительные механические напряжения, а в структуре сплава накапливается потенциальная энергия;
- при достижении предельных значений происходит выделение накопленной энергии в виде акустического излучения. Энергия излучения импульсов говорит о величине накопленной энергии и, следовательно, о величине внутренних напряжений;
- зависимость интенсивности сигналов АЭ от величины деформации при разных температурах испытания имеет колоколообразную форму.

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что в процессе деформирования стали параметры АЭ изменяются немонотонно, и ярко выраженный максимум выделяется вблизи предела текучести и быстро снижается на стадии деформационного упрочнения.

Предложена модель, объясняющая возрастание сигналов АЭ в указанных пределах, согласно которой основным источником АЭ является лавинообразный отрыв дислокаций от примесных точек закрепления.

Анализ экспериментальных данных позволяет утверждать, что при одноосной схеме нагружения пластическая деформация преимущественно начинает протекать в приповерхностном слое и наоборот, когда в процесс пластической деформации вовлекается весь объем, происходит спад.

Аналогичные закономерности наблюдали [5] авторы на образцах высокочистой меди.

В отличие от чистых металлов, где сопротивление движению дислокаций связано почти полностью с междислокационными взаимодействиями, в сплавах существенный вклад в это сопротивление вносят взаимодействия дислокаций с атомами компонентов сплавов. Наличие легирующих элементов и различного рода примесей загрязнений сильно влияет на развитие микропластических сдвигов в материалах. Все это способствует резкому уменьшению активности АЭ уже на ранней стадии приложения внешнего нагружения.

Дальнейшее увеличение внешнего нагружения приводит к появлению новой активности АЭ, что свидетельствует о смене механизмов деформации материала.

- 1. Курдюмов Г.В. О природе твердости закаленной стали. ЖТФ, 1954, Т.ХХІV, вып.7, с.1224 1267.
- 2. Бенус В.З. Динамика дислокаций. Киев: Наукова Думка, 1975, 234 с.
- 3. Иевлев И.Ю., Мелехин В.П., Минц Р.Н., Сегаль В.М. Особенности параметров акустического излучения при термоупругой мартенситной реакции. ФТТ, 1973, 15, №9, с. 2647 2650.
- 4. Бойко В.С., Гарбер Р.Н., Кривенко Л.Ф. Звуковая эмиссия при аннигиляции дислокационного скопления. ФТТ, 1974,16, с.1233 1235.
- 5. Криштал М.А., Мерсон Д.Л., Алехин В.П., Зайцев В.А. Распространение высокочистой деформации по сечению образца и акустическая эмиссия при одноосном растяжении меди. ФММ, 1987, 63, вып.5, с. 1011 1016.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Куксенко В. С., Нагинаев К. Е., Савельев В. Н.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г.Санкт-Петербург, vlad.sav@mail.ioffe.ru

Метод акустической эмиссии (АЭ) широко применяется для исследования процессов разрушения различных материалов, как на лабораторных образцах, так и для определения реального технического состояния опасных производственных объектов.

Исследования проводились в два этапа — на модельных образцах и на промышленных объектах, изготовленных из аналогичных по составу сталей.

Изучались закономерности наиболее часто встречающихся причин макроразрушения конструкций: усталостное разрушение стали и коррозионное растрескивание под напряжением.

Кинетику роста усталостной трещины (УТ) исследовали методом АЭ на среднем участке диаграммы циклического разрушения, где существует линейная связь между логарифмами коэффициента интенсивности разрушения и скорости роста трещины.

Показано, что скорость роста УТ определяется степенью поврежденности материала (микротрещинами) перед вершиной УТ на расстоянии радиуса пластической зоны. Скорость роста УТ можно контролировать методом АЭ.

Результаты исследования УТ были успешно реализованы на различных промышленных объектах, например, на реакторе гидрокрекинга, в корпусе которого по результатам АЭ диагностирования выявлена трещина и предотвращено его разрушение.

Испытание на коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) проводилось на фрагменте трубопровода, содержащего кольцевой сварной шов.

Системой АЭ контроля регистрировались амплитудные и координатные распределения сигналов акустической эмиссии. Координатное распределение источников сигналов акустической эмиссии указывает на то, что процесс коррозионного растрескивания локализован в зоне сварного шва. Амплитудное распределения сигналов АЭ оставалось практически постоянным за все время испытаний. На заключительной стадии в амплитудном распределении появился пик высокоамплитудных сигналов до 80 дБ, соответствующих появлению трещин больших размеров.

По увеличению скорости накопления трещин, увеличению амплитуд сигналов АЭ и увеличению среднеквадратичного отклонения можно указать время формирования и дальнейшее развитие очага макроразрушения.

Второй эксперимент по исследованию КРН проводилось на фрагменте реального участка газопровода длиной 10 м, содержащего дефекты КРН глубиной до 10 % от толщины стенки и протяженную (длиной более 700 мм) трещину КР. При исследовании КРН фрагмента трубопровода были выполнены акустико-эмиссионные, тензометрические и ультразвуковые измерения, а также контроль параметров дефектов КРН вихретоковыми дефектоскопами.

Испытания трубы с трещиной КРН (определенной расчетным путем как критическая для эксплуатационных режимов работы трубопровода) показали, что труба имеет реальный запас прочности как по числу циклов нагружения (не менее 1–3 лет), так и по статической прочности до разрушения (не менее 2-х кратной).

КОНТРОЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ МАКРОРАЗРЫВА В ГЕТЕРОГЕННОМ МАТЕРИАЛЕ МЕТОДОМ АЭ

Томилин Н. Г., Куксенко В. С., Дамаскинская Е. Е.

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

Исследовалась кинетика накопления повреждений и формирования плоскости макроразрыва в процессе одноосного нагружения гранитного образца цилиндрической формы. В процессе эксперимента регистрировались: продольная и поперечная деформация, акустическая эмиссия (АЭ). Автоматизированный комплекс позволяет регистрировать следующие параметры АЭ: время, три координаты и амплитуду АЭ сигнала ($M = \lg A$). Точность регистрации времени сигнала АЭ и используемый локационный алгоритм позволяют определять координаты источника АЭ с точностью до 3 мм. Из анализа графика повторяемости определено, что представительными в данном эксперименте являются магнитуды с M > 6,5.

На начальной стадии деформирования формируются обусловленные изначальной дефектностью структуры локальные очаги разрушения, не приводящие к макроскопическому разрушению образца. После стабилизации очаговых областей процесс зарождения дефектов делокализуется по всему объему образца. К этому времени в верхней части образца достигается плотность дефектов [1], достаточная для зарождения нового локального очага разрушения, который оказывается первым звеном в формировании плоскости макроразрыва, на что указывает его ориентация относительно оси цилиндра. Для его выделения потребовалась амплитудная селекция ($M \ge 7$), что свидетельствует о переходе разрушения на более высокий ранг процесса. Зародившаяся плоскость макроразрыва является зоной повышенных локальных напряжений, что стимулирует зарождение в ней новых дефектов, а следовательно, может приводить к появлению новых локальных очагов. Такой очаг со сдвигом по времени относительно предыдущего появляется в нижней части образца в области макроразрыва. Потеря им устойчивости приводит к дальнейшему развитию плоскости макроразрыва. Фактическое формирование этой плоскости завершается разрушением образовавшейся перемычки между рассмотренными очаговыми зонами в центральной части образца. Этот процесс – также кинетический и проходит в виде двух стадий: стационарной в локализованной области и нестационарной, очаговой. К этому моменту времени макроразрыв уже вышел на свободную поверхность в верхней части образца, о чем свидетельствует резкое снижение активности АЭ в этой зоне. После потери последним очагом устойчивости, разрушение делокализуется по всей плоскости макроразрыва, сопровождается началом непрерывного падения внешней нагрузки и приводит к атермическому долому образца.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований: грант № 04-05-65287.

1. Kuksenko V., N. Tomilin, E. Damaskinskaya, and D. Lockner A two-stage model of fracture of rocks. // Pure Appl. Geophys.-1996. v.146, N2, p.253-263.

ЗЕРКАЛЬНО-СИММЕТРИЧНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ ДЛЯ КОНТРОЛЯ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ

Джежора А. А., Рубаник В. В.

Витебский государственный технологический университет, Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

В качестве первичных преобразователей в электроемкостных методах неразрушающего контроля используют конденсаторы различных конструкций. Одна из разновидностей таких конструкций рассмотрена в [1] и представляет собой систему плоских зеркально-симметричных накладных измерительных конденсаторов, образующих в межэлектродном пространстве рабочую область контроля. Такая конструкция обладает широким спектром функциональных возможностей. Во-первых, она позволяет контролировать анизотропию физических свойств линейно-протяженных материалов [2], вовторых, позволяет осуществлять послойный контроль. На её основе проводится оценка глубины зоны контроля плоских НИК, определяются их рабочие и паразитные емкости [3]. Зеркально-симметричная конструкция устраняет погрешности, обусловленные нестабильностью генератора высокой частоты, температурными изменениями геометрических размеров электродов и диэлектрических свойств подложек электроемкостных преобразователей [4].

Реальные конструкции преобразователей, в той или иной степени, отличаются от расчетных математических моделей. Причиной этому служат ряд допущений, сделанных для упрощения расчетов. Это, в первую очередь, бесконечно малая толщина электродов, строгая симметрия, плоскопараллельность электрического поля. На стадии изготовления преобразователей необходимо иметь информацию о тех размерах конструкций, к которым, с точки зрения технологии изготовления, предъявляются наиболее жесткие требования. Наличие такой информации позволяет существенно улучшить технологию изготовления электродов, что приближает реальные конструкции преобразователей к расчетным моделям. Нами решена задача оптимизации указанных конструктивных параметров для многосекционного ленточного зеркально-симметричного накладного измерительного конденсатора с дополнительным охранным электродом. В частности, показано, что наиболее жесткие требования должны предъявляться к точности определения межэлектродного зазора, а в области $b \le r$ ещё и к точности определения межплоскостного расстояния b.

- 1. Джежора А.А., Рубаник В.В. // XVI Научно-техническая конференция «Датчики и преобразователи информации систем измерения, контроля и управления», «Датчик-2003»: тезисы докладов. Судак, 2003. С.65–66.
- 2. Джежора А.А., Щербаков В.В., Шушкевич В.Л., Кузнецова Л.И. // А.С. 1549327 Способ измерения анизотропии свойств полимерных материалов. Джежора А.А., Щербаков В.В., Шушкевич В.Л., Кузнецова Л.И. опубл. в Б.И. № 39, 1989.
- 3. Джежора А.А., Рубаник В.В. // XIII Научно-техническая конференция «Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики»: тезисы докладов. Ялта, 2005. С.67–70.
- 4. Скрипник Ю.А., Свиридов Н.М., Бурмистенков А.П., Свиридов А.М., Известия Высших учебных заведений . Технология легкой промышленности. 1989. № , с. 106-109.

ПЛАСТИФИЦИРУЮЩИЙ ЭФФЕКТ СПЛАВОВ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ИЗ АМОРФНОГО В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ

Глезер А. М., Пермякова И. Е.

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

Цель работы — изучить изменение механических свойств, особенности деформации и разрушения сплавов на основе Fe ,Co, Ni при термообработке для выявления закономерностей их механического поведения на стадиях перехода из аморфного в кристаллическое состояние.

Методом микроинденирования установлен ход зависимости трещиностойкости термически обработанных аморфных сплавов (AC) от температуры отжига. В дополнение к микроиспытаниям, с помощью U-метода на изгибе, для каждого из сплавов установлен интервал вязко-хрупкого перехода, в котором наблюдается резкое падение пластичности. Наблюдается четкая корреляция между макропластичностью и трещиностойкостью материалов в рассматриваемом диапазоне температур.

При вязко-хрупком переходе установлено резкое трехкратное падение величины трещиностойкости. При последующих температурах изотермического отжига K_{Ic} выходит на насыщение, принимая приблизительно одинаковые значения, так как пластичность АС околонулевая, и основной вклад в энергию разрушения вносит энергия образования берегов магистральных трещин (вклад полос сдвига минимален), слабо зависящая от температуры. В экспериментах на AC $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$ и $Fe_{66,28}Ni_{30}B_{3,76}$ при приближении к температуре кристаллизации наблюдается небольшое увеличение трещиностойкости. По данным независимых исследований установлено, что существует область спада микротвердости и возрастания микропластичности, соответственно, в рассматриваемом диапазоне температур [1]. Увеличение трещиностойкости и микропластичности АС объясняется тем фактом, что в ходе выпадения в аморфной матрице дисперсных кристаллических наночастиц (5-45 нм), их оптимального распределения, увеличения объемной доли в процессе высокотемпературного отжига, затрудняется распространение трещины, т.к. ее развитие при «встрече» с каждой частицей имеет свою определенную ориентированность. Пластичность становится близка к нулю при укрупнении кристаллов и полной кристаллизации аморфной матрицы.

Таким образом, сосуществование аморфной и кристаллической фаз обеспечивает некоторый рост пластичности — пластифицирующий эффект. Не стоит исключать роль межфазных границ этих фаз в проявление эффекта, которые при определенных условиях могут стать источниками свободного объема, необходимого для протекания процессов пластической деформации.

1. Федоров В.А., Ушаков И.В., Пермякова И.Е. Особенности изменения механических свойств и кристаллизация отожженного металлического стекла на основе кобальта // Металлы – 2004.-N 3. – С. 108-113.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В КРИСТАЛЛЕ НА НАПРАВЛЕНИЕ ЕЕ РОСТА

Карпинский Д. Н., Санников С. В.

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

Оценивание направления роста трещины при заданной внешней нагрузке является актуальной задачей физики прочности. Эта задача решена для трещины в изотропном образце в условиях действия постоянной нагрузки и заданными постоянными упругими коэффициентами (см., например, [1]), а также для случая активного нагружения, когда упругие модули зависят от скорости деформирования [2]. Значительный интерес для физики прочности представляет решение данной задачи с учетом пластической деформации у вершины трещины. С этой целью выполнен расчет эволюции пластической деформации у вершины клинообразной трещины в кристалле в условиях плоской деформации (моды I и II). Пластическая деформация обусловлена движением дислоканий по плоскостям легкого скольжения при совместном действии тепловых флуктуаций и сдвигового напряжения. Расчет выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения, углов при вершине клина и соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига. В результате расчета получены временные распределения пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения, коэффициента интенсивности напряжения (КИН) и ориентации направления роста трещины при монотонном нагружении кристалла до заданного предела и дальнейшего процесса релаксации до установления равновесия распределений при постоянной величине внешней нагрузки. Для вычисления предполагаемого направления роста трещины использовались критерии максимума тангенциального напряжения и минимума плотности энергии деформирования. Обнаружена существенная зависимость направления возможного роста трещины от кристаллографических параметров задачи и от соотношения мод I и II. Численные расчеты выполнены для кристалла α-Fe.

- 1. Meggiolaro M.A., Miranda A.C.O., Castro J.T.P., Martha L.F. // Engng Fract. Mech., 2005. V.7. P.2647-2671.
- 2. Hernandez-Gomez L.H., Sauceda-Meza I., Urriolagoitia-Calderon G., Balankin A.S., Susarrey O. // Theor. Appl. Fract. Mech., 2004, V.42, p.53-61.

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ УДАРНОЙ ВОЛНЫ В КРИСТАЛЛАХ

Крестелев А. И., Штеренберг А. М.

СамГТУ, Самара,

Структурные изменения в кристаллах в результате мощного ударно-волнового воздействия в значительной степени определяются эволюцией фронта ударной волны. Вид начального возмущения зависит от характера нагружения (взрыв на поверхности, высокоскоростное соударение, лазерный удар), и, в меньшей степени, от потенциала межатомного взаимодействия.

В реальных кристаллах процессы формирования ударного импульса и изменения в дефектной системе материала идут согласованно. Упругий предвестник ударной волны вызывает интенсивное дефектообразование и пластическое течение кристалла. Во фронте волны нагрузки начинается процесс скольжения дислокаций. Если учесть, что дислокации – это локальный источник упругих полей, то интегральное поле в кристалле представляет собой суперпозицию упругих полей ударной волны и системы движущихся дислокаций.

Анализ движения дислокаций во фронте ударной волны показывает, что относительный пробег дислокаций значительно превосходит ширину ударного импульса. Следовательно, дислокационный «хвост» более протяженный, чем сам импульс.

Таким образом, упругий предвестник ударной волны формируется фронтом волны нагрузки первичного ударного импульса. Пластическая же волна — есть суперпозиция волны разгрузки и поля движущихся за ударным фронтом дислокаций.

О КИНЕТИЧЕСКОМ ПОДХОДЕ В ДИЛАТАЦИИ ПРИ ПОЛИМОРФНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В Fe И УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Бертяев Б. И.

СамГТУ, Самара

В физическом металловедении фазовые превращения в твердом состоянии занимают центральное место, так как, благодаря им, удается получить сплавы с широким спектром физических и механических свойств. К таким фазовым превращениям относится и $\alpha \to \gamma$ - превращение в Fe и его сплавах с углеродом.

При анализе линии фазового перехода можно обнаружить, что реальный переход всегда размыт. Это проявляется в существовании изломов и скачков физических величин. Это проявляется и в скачке объема образца при $\alpha \to \gamma$ - превращении.

Считается, что отрицательный скачок объема обусловлен разницей в плотностях упаковки атомов в α - и γ -фазах. Действительно, объем примитивной ячейки в о.ц.к. решетке равен $d_{\alpha}^{3}/2$ в г.ц.к. решетке – $d_{\gamma}^{3}/4$. Здесь d_{α} и d_{γ} – параметры решеток α - и γ -фаз. Относительный скачок объема равен:

$$\frac{\Delta V}{V_{\alpha}} = \frac{d_{\gamma}^3 - 2d_{\alpha}^3}{2d_{\alpha}^3}.$$

В области температуры фазового перехода у Fe d_{α} = 2,904·10⁻¹⁰ м и d_{γ} = 3,647·10⁻¹⁰ м, для стали У8 d_{α} = 2,895·10⁻¹⁰ м и d_{γ} =3,6625·10⁻¹⁰ м. Подставляя значения d_{α} и d_{γ} в уравнение, получим $\Delta V/V_{\alpha} = -9,65\cdot10^{-3}$ для Fe, что согласуется с опытом, и $\Delta V/V_{\alpha} = +1,24\cdot10^{-2}$ для стали У8 отж., что противоречит опыту.

В работе предложен кинетический подход к анализу эффекта дилатации. Теоретические исследования показали, что образование центров γ -фазы происходит на границах α -фазы, коэффициент термического расширения которой в несколько раз выше, чем у α -фазы. Установлено, что максимальный дилатационный эффект достигается у Fe и минимальный у стали в деформированном исходном состоянии. Причем природа отрицательной дилатации связана с перераспределением избыточного объема исходной границы между α и γ - фазой при ее миграции.

СРАВНЕНИЕ КИНЕТИКИ МЕХАНИЧЕСКОГО И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ

Слуцкер А. И., Поликарпов Ю. И., Гиляров В. Л., Каров Д. Д.

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

Представления о критическом характере разрушения не позволяют сравнивать "пределы" механической и электрической прочности диэлектрических материалов, поскольку размерности этих величин: разрывной прочности (Па) и пробивной напряженности электрического поля (В/м), различны.

Представления же о разрушении как о кинетическом явлении, т.е. как о процессе, подготавливающем разрыв или пробой тела, ведут к выявлению элементарных актов процесса с их основной характеристикой — потенциальным барьером перехода (энергией активации). Эти характеристики, имеющие для процессов и механического, и электрического разрушения одинаковую размерность (Дж), сравнивать можно. Такое сравнение позволит судить о степени общности элементарных актов механического и электрического разрушения.

Исследования кинетики механического и электрического разрушения – путем измерения температурно-силовых зависимостей долговечности или же путем измерения зависимости прочности от скорости нагружения, проводились на одних и тех же объектах: пленках полимеров – полиэтилентерефталата (лавсана) и полиэтилена.

Установлена близость величин барьеров в элементарных актах этих, казалось бы, столь различных явлений: механического (разрыв тела) и электрического (пробой) разрушения.

Поскольку в электрическом разрушении ведущая роль электронных процессов очевидна, то появляются основания для предположений о важной роли электронных процессов в элементарных актах и механического разрушения.

Рассматриваются модели возможного влияния электронного возбуждения на флуктуационную механодеструкцию полимерных молекул.

Работа выполняется при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 05-03-33290)

1. В.Р.Регель, А.И.Слуцкер. О кинетике механического и электрического разрушения //Сб. " К 90-летию академика С.Н.Журкова ". ФТИ РАН, С.-Петербург, 1995.

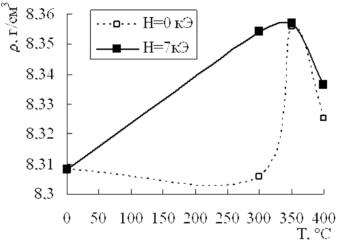
КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ ПЛОТНОСТИ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2 ПРИ СТАРЕНИИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю. В., Покоев А. В.

Самарский государственный университет, Самара, 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 сделана попытка применить пикнометрию 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 при температурах 300, 350 и 400 °C с временем выдержки 1 ч в ПМП напряженностью 557,2 кА/м (7 Кэ) и в его отсутствие. На графике представлены результаты измерений плотности образцов сплава бериллиевой бронзы БрБ-2.



Зависимость средней плотности сплава бериллиевой бронзы БрБ-2 от температуры старения при времени старения 1 ч

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

- 1. Максимуму упрочнения сплава при температуре старения $350~^{0}$ С и времени старения $1~^{4}$ ч соответствует максимальное значение плотности, что обусловлено фазовым переходом, происходящим во время старения.
- 2. Увеличение плотности, по-видимому, связано с уходом бериллия из твёрдого раствора и образованием новой упрочняющей фазы, имеющей состав CuBe [1], и обедненной бериллием остаточной матрицы, обладающей большей плотностью, причем степень обеднения в ПМП больше, чем без него.
- 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.

МЕХАНИЗМ ПРОЦЕССА МНОГОКРАТНОЙ ОБРАТИМОЙ ФОТОСТИМУЛИРОВАННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОЙ ФАЗЫ Lif

Федоров В. А., Стерелюхин А. А., Карыев Л. Г.

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

Работа посвящена исследованию процесса фотостимулированной кристаллизации аморфного вещества, образующегося на поверхностях LiF в условиях нагрева и одновременного воздействия стационарного электрического поля, силовые линии которого ориентированы нормально к исследуемым поверхностям.

При протекании ионного тока через щелочно-галоидный кристалл при одновременном нагреве до предплавильных температур на поверхностях кристаллов различной кристаллографической ориентации появляются структурные изменения в виде капель неопределенной формы, находящихся в аморфном состоянии. В экспериментах наблюдали окраску аморфной фазы.

Локальное облучение видимого диапазона интенсивности $E \sim 1$ –10 кд/см 2 при комнатной температуре в объеме аморфного вещества вблизи поверхности образца вызывает обратимый многократный рост кристаллов со скоростью движения фронта 0,1–3 мкм/с. Кристаллизация происходит послойно, а образующиеся кристаллы наиболее часто растут в форме игл.

Механизм образования аморфной фазы носит преимущественно миграционный характер. В интервале температур, соответствующих собственной проводимости, катионы металла мигрируют в направлении поля. Ионы галоида при этом остаются неподвижными. На поверхностях образуется заряд, как результат обеднения или пресыщения приповерхностных слоев кристалла положительными ионами. Незначительное влияние на накопление заряда оказывает различная скорость испарения компонент матрицы, вызванная различным давлением насыщенных паров составляющих кристалл элементов при температурах, близких к температуре плавления.

Эти процессы приводят к нарушению стехиометрического состава поверхности. Масспектрографические исследования аморфного вещества показали, что его элементный состав соответствует составу матрицы. При понижении температуры до комнатной в LiF избыточные ионы взаимодействуют между собой, и аморфное вещество представляет собой раствор Li_2 или F_2 в LiF для положительно и отрицательно заряженной поверхности соответственно. При этом вещество новообразований становится электронейтральным.

Основным механизмом, ответственным за быструю кристаллизацию, является фотостимулированный механизм образования свободных атомов.

Под действием излучения ближнего ИК и видимого диапазонов ($\lambda < 11,3\ 10^{-7}$ м для Li₂ и $\lambda < 7,77\ 10^{-7}$ м для молекулы F₂) образовавшиеся молекулы диссоциируют. В частности, молекулы лития распадаются: Li₂ + hv \rightarrow 2Li⁺ + 2 F-центра, F-центры могут занимать места недостающих ионов фтора, и, как следствие, в аморфной фазе возможен быстрый неконтролируемый рост кристаллов вблизи поверхности образца. Матрица игловидных кристаллов неустойчива и разрушается с образованием аморфного вещества при изменении условий наблюдения (изменение интенсивности освещения при фокусировке и расфокусировке светового пучка и т.д.).

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

ВЛИЯНИЕ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ И ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ

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

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

Цели работы: 1) исследование влияние УФ излучения на величину предела текучести; 2) исследование влияния ультрафиолетового излучения на величину пробега краевых и винтовых дислокаций в лучах дислокационных розеток, образующихся при индентировании поверхности ЩГК пирамидкой Виккерса.

Использовали кристаллы NaCl и LiF. Три идентичных образца подвергали следующим испытаниям: первый образец являлся контрольным, его подвергали сжатию на машине Instron – 5565; второй – подвергали сжатию и одновременно облучали УФ, а третий – подвергали предварительному облучению в течение 3 минут, а затем нагружали, не прекращая облучения.

Выявлено, что при одновременном УФ облучении и нагружении кристаллов наблюдается разупрочнение материала. Предел текучести достигается при меньших значениях напряжений, что может быть связано с более легким движением дислокаций. При предварительном же облучении материала наблюдается обратный эффект – кристалл упрочняется.

Следующим этапом исследования являлось изучение движения дислокаций в лучах дислокационных розеток, получаемых при индентировании ЩГК на ПМТ-3. Для выявления начального и конечного положения дислокаций использовался метод двойного травления.

Установлено, что индентирование и одновременное облучение образцов ультрафиолетом увеличивает величину пробега головных дислокаций, как краевой, так и винтовой ориентаций.

Отмечено, что влияние УФ облучения неравноценно для различных времен экспозиции. При малых временах (до 5 минут) величина пробега возрастает. Длина лучей увеличивается на $\approx 50\%$. При дальнейшем увеличении времени воздействия ультрафиолета длина лучей сокращается до размеров, соответствующих нагружению без облучения.

Наблюдаемые эффекты объяснены с позиций дислокационно-экситонных взаимодействий. При УФ облучении экситон взаимодействует с заряженной ступенькой на дислокации, вызывая движение ступеньки вдоль дислокации, а сама дислокация при этом смещается на одно межатомное расстояние. За счет этого взаимодействия облегчается преодоление дислокацией сетки стопоров. Большие времена выдержки вызывают релаксацию напряжений непосредственно в отпечатке, что обеспечивает обратимое движение дислокаций в область отпечатка и, как следствие, сокращение длины лучей дислокационных розеток.

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

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ

Плотников В. А., Макаров С. В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, plotnikov@phys.asu.ru

Известно, что отжиг металлических материалов в условиях механического нагружения приводит к ползучести, скорость которой подчиняется соотношению Аррениуса. Эксперименты по исследованию акустической эмиссии в ходе температурнозависимой деформации алюминия и меди показали, что наряду с монотонной деформацией образцов наблюдается и немонотонное накопление деформации, что приводит к нарушению аррениусовской зависимости. Немонотонная деформация представляет собой макроскопические деформационные скачки, сопровождающиеся высокоамплитудными акустическими сигналами.

Эксперименты представляли собой циклы нагрева образцов до предплавильных температур и последующего охлаждения с приложением сдвигового механического напряжения, последовательно возрастающего от цикла к циклу. При механическом напряжении ниже предела текучести накопление деформации в свежеотожженных образцах началось уже примерно от 170 °C и монотонно росло до 0,35 % при повышении температуры в ходе нагрева. Монотонный характер накопления деформации коррелирует с монотонным ростом среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии в цикле. Характерно, что уровень среднеквадратичного напряжения при деформации меди значительно выше, чем при деформации алюминия.

В повторных циклах с приложением последовательно возрастающего в каждом цикле механического напряжения монотонный рост акустической эмиссии и, соответственно, монотонное накопление деформации наблюдали до примерно 0,5 температуры плавления. После 0,5 температуры плавления и механическом напряжении не ниже 0,7 предела текучести монотонный характер накопления деформации сменяется макроскопическими деформационными скачками. Каждому деформационному скачку соответствует акустический сигнал аномально высокой амплитуды.

Особенностью высокотемпературных процессов деформации является своеобразная периодичность скачкообразного и монотонного накопления деформации, что, по современным представлениям, соответствует квазипериодическому повторению процессов упрочнения и разупрочнения металла, обусловленному квазипериодической активацией зернограничных процессов. Трансформация монотонного характера акустической эмиссии в высокоамплитудные акустические сигналы свидетельствует о высокой корреляции элементарных деформационных процессов на скачкообразной стадии. Исследование структуры поверхности деформируемого металла подтверждает этот вывод. В масштабе одного зерна структурным фактором деформации являются полосы деформации, с высокой плотностью регулярно заполняющие поле. При повышении механического напряжения и температуры в одном и том же зерне формируется система полос вторичной системы скольжения.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Плотников В. А., Пачин И. М.

Алтайский государственный университет, Барнаул, plotnikov@phys.asu.ru

В сплавах на основе интерметаллического соединения никелид титана с B2 сверх-структурой протекают термоупругие мартенситные превращения B2—B19, B2—B19' и B2—R—B19' при охлаждении и, соответственно, обратные при нагреве, сопровождающиеся акустической эмиссией. Характерными особенностями акустической эмиссии в цикле мартенситных превращений являются: 1) два типа асимметрии акустической эмиссии в цикле обратимых превращений; 2) инверсия асимметрии; 3) аномальный акустический эффект.

Проведение циклов мартенситных превращений в условиях механического нагружения своеобразно сказывается на установленных закономерностях акустической эмиссии. Если механическая нагрузка приложена и при прямом, и при обратном превращениях, то акустическое излучение возрастает по отношению к исходному уровню. Если механическая нагрузка приложена в ходе прямого превращения, то энергия акустического излучения, продуцируемого при прямом МП, существенно (аномально) возрастает. Если нагружать сплав только при обратном превращении, то наблюдается инверсия асимметрии акустической эмиссии. Энергия акустического излучения, продуцируемого при обратном превращении, существенно превосходит энергию излучения при прямом превращении. В ходе многократных циклов мартенситных превращений в трех вариантах нагружения наблюдается экспоненциальное снижение энергии излучения до насыщения, то есть асимметричный характер излучения сменяется на вариант, близкий к симметричному виду.

Характерно, что установленные закономерности акустической эмиссии коррелируют с накоплением и возвратом деформации в цикле мартенситных превращений. Причем аномальный акустический эффект и инверсия асимметрии излучения коррелируют с накоплением и возвратом мартенситной (обратимой) деформации. В то же время, накопление необратимой (остаточной) деформации не коррелирует с акустической эмиссией.

Проведение циклов мартенситных превращений в условиях циклического изменения механического напряжения своеобразно сказывается на акустической эмиссии. В первом цикле при нагружении энергия излучения при прямом превращении велика, в последующих циклах она существенно снижается до уровня фона. При обратном превращении, то есть при разгрузке образца, энергия излучения близка фоновому уровню уже в первом цикле. В последующих сверэластичных циклах акустическая эмиссия не регистрируется, несмотря на явно выраженный процесс накопления и возврата деформации, то есть цикл прямого и обратного превращений, свидетельствуя тем самым об аккомодационном (консервативном) характере деформационных процессов.

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Плотников В. А., Пачин И. М., Грязнов А. С.

Алтайский государственный университет, Барнаул, plotnikov@phys.asu.ru

В сплавах на основе интерметаллического соединения никелид титана в цикле нагрев-охлаждение в критическом интервале температур протекают термоупругие мартенситные превращения В2↔В19, В2↔В19', В2↔R↔В19'. Здесь В2 – высокотемпературная фаза, упорядоченная по типу CsCl, В19 и В19' – мартенситные фазы, R – ромбо-эдрическая фаза. Известно, что мартенситные превращения в никелиде титана сопровождаются акустической эмиссией, закономерности проявления которой состоят в существенной асимметрии акустического излучения, регистрируемого при прямом и обратном превращениях, существенном снижении энергии излучения в ходе многократных циклов превращений, аномальном акустическом эффекте и инверсии асимметрии акустической эмиссии при мартенситных превращениях в условиях нагружения.

Особенностью акустической эмиссии при проведении многократных циклов мартенситных превращений в условиях механического нагружения является существенное (экспоненциальное) снижение энергии акустической эмиссии до уровня насыщения. Однако, если при циклировании мартенситных превращений в ненагруженном состоянии снижение энергии в циклах хорошо аппроксимируется одной экспонентой типа

$$J_k = J_n + J_0 \exp{(-ak)},$$

то при циклировании мартенситных превращений в условиях нагружения экспоненциальное снижение энергии излучения более сильное, что позволяет аппроксимировать эту зависимость двойной экспонентой типа

$$J_k = J_n + J_{01} \exp(-a_1 k) + J_{02} \exp(-a_2 k).$$

Здесь J_k — энергия акустической эмиссии в цикле превращений, J_n — энергия насыщения, J_0 , J_{01} J_{02} — энергия некоторого нулевого цикла, a, a_1 , a_2 — коэффициенты в показателе экспонент, характеризующие скорость снижения энергии при циклировании превращений.

Коэффициенты a_1 и a_2 различаются примерно на порядок, причем коэффициент a совпадает с одним из них, имеющим минимальное значение. Ранее было показано, что снижение энергии акустической эмиссии связано с насыщением фазового наклепа и деградацией пластической релаксации, ответственной за формирование акустических сигналов в цикле. Двойная экспоненциальная зависимость свидетельствует о новом релаксационном процессе, не связанном с пластической релаксацией напряжений, особенно явно проявляющемуся при циклировании мартенситных превращений в условиях нагружения.

Проведение циклов мартенситных превращений в условиях нагружения показывает, что наряду с накоплением и возвратом в цикле обратимой деформации наблюдается накопление необратимой (остаточной) деформации, которая не коррелирует с характерным проявлением акустической эмиссии. Было предложено, что за снижение энергии акустической эмиссии ответственны стабилизация высокотемпературной фазы при частичном разупорядочении В2 - сверхструктуры путем накопления квазидвойников либо, напротив, стабилизации мартенсита в условиях локального накопления высоких напряжений.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Выбойщик М. А., Марченко Л. Г.

TГУ, Тольятти, wervolff@yandex.ru; TMK. Москва

Расширение температурного интервала дробной деформации в последнее время находит широкое применение в промышленности. Реализация такого процесса возможна в непрерывных прокатных станах с большим количеством клетей и при ковке. Это достигается повышением интенсивности охлаждения формируемого изделия и деформирующего инструмента. Деформация может начинаться при температурах выше Ac_3 и завершиться при температурах Ac_1 . Последовательное снижение температуры деформации приводит к замедлению разупрочняющих процессов, обусловленных рекристаллизацией и полигонизацией; при этом рекристализационные процессы тормозятся в большей степени, так как образующиеся полигональные структуры становятся более стабильными. Это приводит к дополнительному измельчению зерна и образованию развитой субзеренной структуры. Тип образовавшихся субструктур определяется величной суммарной и единичной деформаций, а также общей температурной схемой распределения деформаций.

Подобно происходящие структурные превращения рассмотрены на примере изготовления труб из стали 10 на ОАО «СинТЗ», по схеме, приведенной на рис.

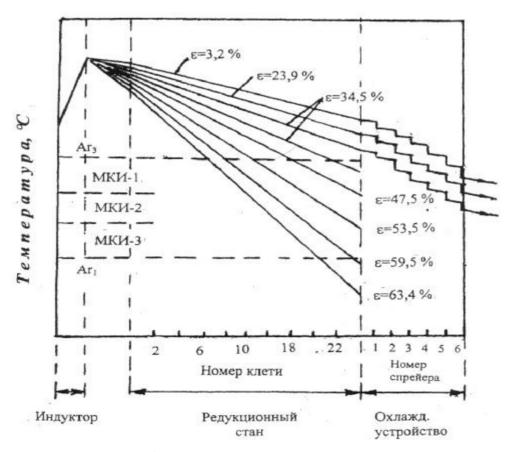


Рис. Температурно-деформационная схема горячей прокатки труб с охлаждением в процессе и после деформации.

Дополнительное ускоренное охлаждение вводится только при малом деформационном упрочнении. На всех этапах деформации сделано количественная оценка изменения структуры. Субструктурные границы условно разделили на четыре типа по их строению и вкладу в упрочнение. Показано, что образование субструктуры дает более существенный вклад в упрочнение, чем измельчение зерна.

ОПЫТНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАГОТОВОК КОЛЕЦ СИНХРОНИЗАТОРОВ

Выбойщик М. А., Курбаткин И. И. *, Котляров И. В. **

Тольяттинский государственный университет, Тольятти *Институт проблем механики РАН, Москва **Исследовательский центр OAO «АВТОВАЗ», Тольятти civ@dd.vaz.tlt.ru

Исследовано влияние опытной технологии производства лито-кованых заготовок из специальной латуни ЛМцАЖКС на ее микроструктуру и твердость. Исследована износостойкость готовых деталей – колец синхронизаторов, изготовленных из лито-кованых заготовок.

Определено, что технология производства единичных лито-кованых заготовок в большой мере влияет на морфологию силицидов сплава ЛМцАЖКС. Оказывается также влияние на основу сплава – на изменение количества, морфологии α -фазы и α + β -структурной составляющей.

Основными отличиями микроструктуры лито-кованых заготовок от трубных заготовок являются следующие. Силициды — мелкие (не более 100 мкм) и равномерно распределенные. Общее содержание силицидов 15...18% не отличается от трубной заготовки. Основа сплава почти полностью состоит из $\alpha+\beta$ — структурной составляющей, общее содержание β -фазы около 40% — выше, чем в трубной заготовке (20...25%). При этом твердость не отличается от твердости трубной заготовки.

Испытания колец синхронизаторов на износостойкость, проведенные на специализированном испытательном стенде, показали, что износостойкость опытных колец из лито-кованых заготовок не уступает износостойкости серийных колец из трубной заготовки.

Технологический процесс получения лито-кованой заготовки проще и дешевле по сравнению с технологией получения труб и последующей их порезкой на заготовки. В связи с этим, технология получения лито-кованых заготовок из специальных латуней может быть рекомендована для использования при изготовлении колец синхронизаторов автомобилей.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОНЦЕПЦИИ МУЛЬТИФРАКТАЛА ДЛЯ ОПИСАНИЯ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНОК

Минаев И. Н., Штеренберг А. М.

Самарский государственный технический университет, Самара, minaevigor@mail.ru

В настоящей работе рассмотрена возможность использования концепции мультифрактала для описания свойств полимерных пленок, формирующихся при газоразрядной полимеризации в тлеющем разряде. Газоразрядная полимеризация как процесс, протекающий в условиях, далеких от термодинамического равновесия, должен вести к эффективному образованию фрактальных структур. Микроскопический анализ поверхности полимерных пленок показал, что основным структурообразующим элементом является фрактальный кластер [1]. Основной топологической характеристикой исследуемой поверхности может быть фрактальная размерность — D, которая, согласно общей теории фрактала, вычисляется по формуле [2, 3]:

$$D = \frac{\ln(N(e))}{\ln(e)},$$

где N(e) — минимальное количество объектов с радиусом (стороной) e , необходимых для покрытия исследуемой структуры, при $e \to 0$.

Однако данный подход обладает рядом недостатков, связанных с тем, что в большинстве случаев N(e) не несет в себе информацию об особенностях объекта, т. к. вес ячейки не зависит от количества содержащихся в ней элементов структуры и всегда равен 1. Это обстоятельство является частой причиной отсутствия корреляций фрактальной размерности с физическими свойствами материала [4], что приводит к созданию представлений о мультифрактальной природе исследуемых объектов и разработке математического аппарата мультифрактального формализма.

Предпосылкой развития метода стало предположение о неравномерности распределения свойств по объему или поверхности изучаемой структуры полимерных пленок [5].

Таким образом, переход от фрактального описания к мультифрактальному означает смещение акцента исследований масштабно-инвариантных свойств объектов в направлении изучения особенностей распределения его физических свойств.

- 1. Зынь В.И., Молчатский С.Л. Фрактальный анализ продуктов газоразрядной полимеризации.// Химическая физика. 1998. Т. 17, №5. С. 130-134.
- 2. Мандельброт Б. Фрактальная геометрия природы. М.: Институт компьютерных исследований, 2002. 656с.
- 3. Кроновер Р.М. Фракталы и хаос в динамических системах. Основы теории. М.: Постмаркет, 2000. 352с.
- 4. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. М.-Ижевск, НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001. 116с.
- 5. Штеренберг А.М., Потапов В.К. Макрокинетика формирования дисперсной фазы в газоразрядных системах. Самара: Самар. гос. техн. ун-т. 1997. 192с.

ФОРМИРОВАНИЕ НК СТРУКТУРЫ И ПОВЫШЕННЫХ СВОЙСТВ В СПЛАВАХ TINI, RFeB, ПОДВЕРГНУТЫХ ИПД

Гундеров Д. В., Пушин В. Г.*, Попов А. Г.*, Валиев Р. 3.

УГАТУ, Уфа dimagun@mail.ru

* Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

В работах коллектива авторов [1-3] было исследовано действие интенсивной пластической деформации (ИПД) на исходно-кристаллические (КЗ) интерметаллидные сплавы системы Ti–Ni, R–Fe–B (R–Nd, Pr) и на исходно-аморфные быстрозакаленые сплавы (БЗС) аналогичных систем. В докладе обобщены полученные результаты и описаны общие закономерности структурных превращений в данных материалах при ИПД. Действие ИПД при комнатной температуре на КЗ сплавы R–Fe–B и Ti–Ni приводит к формированию структуры с нанокристаллами α-Fe и В2-фаз, соответственно, распределенными в аморфной матрице. Действие ИПД на аморфные БЗС приводит к формированию в аморфной матрице нанокристаллов. В результате, при воздействии ИПД как на кристаллические, так и на исходно-аморфные сплавы данных систем формируются близкие аморфно-нанокристаллические структуры – результат равновесия процессов деформации и релаксации путем динамической нанокристаллизации.

Комбинацией методов ИПД и отжигов в объемных образцах сплавов TiNi сформированы однородные наноструктуры, и, в результате, достигнуты рекордные прочностные свойства. Установлены закономерности изменения температур мартенситных превращений в зависимости от размера зерна в нано- и субмикро- кристаллических сплавах TiNi, полученных ИПД и последующими отжигами.

ИПД сплавов RFeB и последующие отжиги позволяют сформировать НК структуры и достигнуть повышенных значений коэрцитивной силы (H_c). Установлены закономерности изменения гистерезисных свойств сплавов в зависимости от степени ИПД, состава сплавов и последующих отжигов.

Обнаружено, что действие ИПД на исходно-аморфных БЗС NdFeB и Ti–NiCu позволяет сформировать более однородные наноструктуры и достичь, соответственно, более высоких свойств, чем отжиг недеформированных БЗС. Таким образом, ИПД быстрозакаленных сплавов является новым перспективным методом создания НК материалов.

- 1. V.G. Pushin, D.V. Gunderov, N.I. Kourov, L.I. Yurchenko, E.A. Prokofiev, V.V. Stolyarov, Y.T. Zhu, R.Z. Valiev. Ultrafine Grained Materials III *Edited by Y.T. Zhu, T.G. Langdon, et al*, TMS, 2004, pp 481.
- 2. D.V. Gunderov, A.G. Popov, N.N. Schegoleva, V.V. Stolyarov, A.R. Yavary. "Nanomaterials by Severe Plastic Deformation" Edited by M.Zehetbauer and R.Z.Valiev, Proceedings of conference "NANOSPD-2", December 9-13, 2002 Vienna.
- 3. Р.3. Валиев, В.Г. Пушин, Д.В. Гундеров, А.Г. Попов Доклады Академии Наук, 2004, том 398, № 1, с 1- 3.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПРАВЛЯЮЩИХ ВТУЛОК КЛАПАНОВ

Болдырев Д. А., Чудинов Б. А.

OAO «ABTOBA3», г. Тольятти, DA.Boldyrev@vaz.ru

В ОАО «АВТОВАЗ» для изготовления втулок направляющих клапанов используется серый фосфористый чугун перлитного класса Gh1051 (содержание фосфора 0,45...0,75%). Работа пары трения «втулка – клапан» совершается в сложных условиях: температура втулки по длине меняется от 260°С в зоне камеры сгорания до 110°С в зоне маслосъёмного колпачка; режим смазки – граничный; относительное движение – возвратно-поступательное со случайным осевым вращением; нагружение – в значительной степени вибрационное и носит случайный характер. В процессе эксплуатации из-за высокой температуры нагрева втулки (до 260°С) происходит постепенное разложение цементита перлита и выгорание углерода, что вызывает появление менее износостойкой, по сравнению с пластинчатым перлитом, структурной составляющей – феррита. Имеющаяся в структуре твёрдая сетка стеадита (тройная фосфидная эвтектика) не оказывает влияния на снижение износа чугуна при повышенных температурах. Таким образом, для повышения эксплуатационных свойств и ресурса данной детали является необходимым подбор и определение оптимальных диапазонов содержания элементов, стабилизирующих цементит при высоких температурах.

Из всех химических элементов, обладающих высоким сродством к углероду и образующих с ним стабильные соединения с прочной связью, были выбраны Мп и Сг. Выбор в пользу этих элементов был сделан, исходя из следующих соображений. Оба эти элемента являются недорогими карбидообразователями (хром приблизительно в два раза сильнее марганца), не вызывающими при малых концентрациях отбела и образования гетерогенных включений карбидов, ухудшающих обрабатываемость деталей. Механизм действия микродобавок Мп и Сг заключается в твёрдорастворном упрочнении и стабилизации цементита перлита.

Содержание марганца или хрома в образцах из чугуна для испытаний на износ варьировали в следующих диапазонах: Мп 0,57...1,20%, Сг 0,17...0,65%. Более высокое содержание этих элементов может вызвать появление свободного цементита в структуре чугуна, ухудшающего обрабатываемость резанием, и вызвать некоторое охрупчивание чугуна при трении. Триботехнические испытания образцов из материалов исследуемой пары трения (по 4 испытаний на каждый вариант) проводили на универсальной машине для испытаний на трение и износ по схеме «ролик – цилиндр». Из чугунов с различным содержанием Мп или Сг были изготовлены образцы в виде роликов. Износ чугунных образцов определялся весовым способом. Износ контртела (клапана) оценивался по размерам лунки износа. Для более полного моделирования условий смазки в реальной паре трения испытания на трение и износ проводились по трем методикам: при обильной подаче смазки в зону трения (с окунанием образца в ванночку с моторным маслом), в режиме граничной смазки (масло снималось с ролика маслосъёмником) и в режиме сухого трения (каждое испытание продолжалось до возникновения задира с регистрацией его длительности).

По результатам комплекса испытаний на основе интегрального критерия, учитывающего показатели износо- и задиростойкости, для изготовления деталей «втулка направляющая клапана» рекомендованы к использованию серые чугуны перлитного класса, с содержанием хрома 0,55...0,65% (ЧХ1 по ГОСТ 7769-82) или содержанием марганца 1,0...1,2%.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 20X2Н4А ПОСЛЕ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Малиновская В. А., Попова Н. А., Козлов Э. В.

Томский государственный архитектурно- строительный университет, Томск

Нитроцементация, как один из методов химико-термической обработки, формирует в поверхностных слоях градиентные структуры, которые позволяют материалу успешно сопротивляться разрушению и обеспечивают комплекс высоких эксплуатационных свойств.

В настоящей работе методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнено исследование формирования градиентного характера структуры, возникающей в конструкционной стали 20Х2Н4А в результате высокотемпературной нитроцементации. В ходе исследования определены качественные и количественные параметры градиентной структуры: фазовый состав, объемная доля α-фазы, скалярная плотность дислокаций.

В исходном состоянии матрица стали 20X2H4A состоит из α -фазы, которая морфологически представлена ферритом и пакетным (реечным) отпущенным мартенситом. Обе морфологические составляющие α -фазы обладают ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой с практически одинаковой скалярной плотностью дислокаций – $2.2\times10^{14} \text{ m}^{-2}$.

Нитроцементация привела к значительным изменениям в структуре стали. Тонкая структура стали и фазовый состав на поверхности образца и на глубине ~ 2 мм от нее различны. Наряду с α -фазой, которая занимает ~ 77 % объема материала, в кристаллической структуре присутствует γ -фаза. Морфологически α -фаза состоит из трех составляющих: пакетного (или реечного), низкотемпературного пластинчатого отпущенного мартенсита и верхнего бейнита. γ -фаза присутствует в виде зерен и остаточного аустенита. Во всех морфологических составляющих α -фазы, а также в зернах γ -фазы дислокационная структура имеет вид плотных дислокационных сеток, с разным значением скалярной плотности дислокаций ρ . Самое высокое значение ρ имеют кристаллы отпущенного мартенсита, причем в пластинах и рейках скалярная плотность дислокаций практически одинакова — $6,55 \times 10^{14} \, \mathrm{m}^{-2}$. В пластинах верхнего бейнита скалярная плотность дислокаций значительно ниже — $4,8 \times 10^{14} \, \mathrm{m}^{-2}$, а в зернах аустенита ρ имеет наименьшее значение — $1,9 \times 10^{14} \, \mathrm{m}^{-2}$.

На расстоянии ~ 2 мм от поверхности образца зерна γ -фазы отсутствуют. γ -фаза присутствует в виде прослоек остаточного аустенита по границам и внутри мартенситных кристаллов и бейнитных пластин. Морфологически α -фаза представлена отпущенным мартенситом, но не в двух, как на поверхности, а в трех морфологических модификациях: пакетный, пластинчатый низкотемпературный, пластинчатый высокотемпературный мартенсит, а также верхний бейнит. Дислокационная структура в кристаллах отпущенного мартенсита и верхнего бейнита, в основном, сетчатая, но скалярная плотность дислокаций ниже, чем на поверхности образца (в отпущенном мартенсите $\rho = 4.5 \times 10^{14} \, \text{м}^{-2}$, в пластинах бейнита — $3.4 \times 10^{14} \, \text{м}^{-2}$).

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫХ РЕЖИМАХ ОБРАБОТКИ

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

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

Обработка материалов импульсными плазменными струями применяется, в частности, для поверхностного легирования. Одним из способов такой обработки поверхности с целью ее упрочения или защиты является электровзрывное легирование, при котором плазменные струи формируются при разряде через проводник емкостного накопителя энергии. При натекании сформированной сверхзвуковой гетерогенной струи продуктов взрыва на поверхность вблизи нее образуется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления. Это обеспечивает помимо оплавления благоприятные условия для адсорбции плазмы металлом. Опытные данные свидетельствуют, что насыщение продуктами взрыва происходит на всю глубину зоны оплавления, которая может достигать нескольких десятков микрометров за время обработки 100 мкс. Один из механизмов конвективного перемешивания расплава при высокоинтенсивных режимах электровзрывного легирования связан с перегревом расплава под давлением струи выше температуры кипения при нормальном давлении. Когда в этом случае после окончания импульса воздействия происходит спад давления, в перегретых верхних слоях расплава развивается пузырьковое кипение.

Интегрируя закон Клапейрона–Клаузиуса, получили соотношение для температуры кипения расплава на поверхности. Вычисления для случая обработки железа в условиях, когда поглощаемая плотность мощности равна $6.0~10^9~\mathrm{Bt/m^2}$, а давление на поверхность — $14.2~\mathrm{M\Pi a}$, показали, что температура на поверхности достигала $5072~\mathrm{K}$. Таким образом, поверхность железа оказывалась перегретой над температурой кипения при нормальном давлении на $1519~\mathrm{K}$.

С учетом того, что температура плавления железа равна 1809 K, а глубина зоны легирования в этом режиме обработки достигала 20 мкм, после снятия давления струи по окончании плазменного воздействия зона легирования железа была перегрета примерно на глубину 10 мкм.

Давление насыщенных паров железа при рассчитанной выше температуре поверхности было оценено равным 3,4 МПа. Такое давление уравновешивается капиллярными силами при радиусе пузырька, образующегося при вскипании расплава, 1 мкм. По порядку величины эта оценка соответствует наблюдаемым на поверхности после обработки железа размерам пор. Возникая в расплаве, в котором создан сильный градиент температуры по глубине, часть пузырьков в силу зависимости поверхностного натяжения от температуры могла двигаться к поверхности. Другая же их часть захлопывалась. При этом возникали микроударные волны и микропотоки расплава и его интенсивное перемешивание, что способствовало эффективному перераспределению легирующих добавок по глубине.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В УСТАЛОСТНО НАГРУЖЕННОЙ И РАЗРУШЕННОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Воробьев С. В., Коваленко В. В., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф.*, Козлов Э. В.*

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

Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования поверхности разрушения и состояния дефектной субструктуры стали 08X18H10T, подвергнутой многоцикловым усталостным испытаниям. Показано, что усталостные испытания приводят к формированию в материале структурного градиента, выраженного в закономерном изменении параметров зеренной структуры, рельефа поверхности разрушения и дефектной субструктуры по мере удаления от поверхности нагружения. Выявлено, что значения скалярной и избыточной плотности дислокаций, объемной доли зерен, содержащих микродвойники деформации, степень организации дислокационной субструктуры достигают максимальных значений вблизи свободной поверхности образца.

Изменение средних характеристик зеренной структуры аустенитной стали 08Х18Н10Т

Состояние	<d>, мкм</d>	L, MKM	D, MKM	k	ф, град
исходное	22,3	27,8	12,8	2,2	21,9
исходное + Ni	13,2	15,45	7,7	2,2	33,0

Примечание: $<\!\!D\!\!>$ — средний размер зерна; L,D — продольные и поперечные размеры зерен; k=L/D — коэффициент анизотропии; ϕ — средний угол разориентации продольной оси зерен относительно направления прокатки.

Характеристики градиента зеренной структуры стали 08X18H10T в разрушенном состоянии

Состояние		высокоанизотропные			среднеанизотропные				изотропные				
		L,	D,	δ	φ,	L,	D,	δ	φ,	L,	D,	δ	φ,
		MKM	МКМ		град	MKM	MKM		град	MKM	МКМ	0	град
исход	цное	35	5	0,12	14	32,2	13	0,44	17	21,5	14,7	0,44	29
$N_1 = 1 \cdot 10^5$	/, мм 0	32,7	4,7	0,04	29	21,6	7,8	0,47	14	14	9	0,49	26
	2	23,3	3,5	0,04	22	16	6,5	0,51	28	11	7,2	0,45	35
	4	22	3,4	0,04	48	14,5	6,9	0,48	32	12,8	9,7	0,48	42
$N_2 = 1,7 \cdot 10^5$	0	42	5,6	0,04	16	18,9	6,7	0,46	18	9,5	6,5	0,5	48
	2	33,7	4,8	0,04	20	7,3	3,1	0,51	28	9	6,4	0,45	51
	4	22	3,8	0,04	43	14,6	6,6	0,48	38	9	7,6	0,45	43

где δ – объемная доля зерен, I – расстояние до поверхности разрушения, N_2 – число циклов до разрушения, N_1 – промежуточное число циклов нагружения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 05-08-01305а).

^{*} Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Kozlov@tsuab.ru

ОСНОВНЫЕ МИКРОМЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА СТАЛЕЙ ТОКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Громов В. Е., Коновалов С. В., Соснин О. В., Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф.*, Козлов Э. В.*

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

* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Kozlov@tsuab.ru

На примере сталей с аустенитной (08X18H10T и 45Г17Ю3) и феррито-перлитной структурами (60ГС2) выполнен анализ изменения тонкой структуры, фазового состава и поверхностей разрушения при обычной обработке и в условиях обработки токовыми импульсами, повышающей на 30–60% усталостную выносливость. Это позволило установить и проанализировать физические механизмы увеличения усталостного ресурса.

08X18H10T

- 1. Локальная динамическая рекристаллизация и перестройка зеренной структуры (уменьшение количества высокоанизотропных зерен).
- 2. Торможение эволюции дислокационных субструктур.
- 3. Подавление мартенситного у→ € деформационного превращения.
- 4. Развитие вторичного скольжения при уменьшении амплитуды внутренних напряжений и залечивание концентраторов напряжений.
- 5. Уменьшение пробега трещины за цикл испытаний (увеличение вязкости разрушения).
- 6. Инициирование распада твердого раствора и выделение частиц ТіС.

45Г17Ю3

- 1. Локальная динамическая рекристаллизация и перестройка зеренной структуры.
- 2. Торможение эволюции дислокационных субструктур.
- 3. Срабатывание смежных систем мартенситного у→ в превращения.
- 4. Релаксация и залечивание концентраторов напряжений (дислокационные скопления, стыки, уступы на границах зерен и т.п.) и уменьшение кривизны-кручения решетки.
- 5. Изменение электронной структуры твердого раствора и его концентрационного состава.

60ΓC2

- 1. Перестройка зеренной структуры (немонотонный характер)
- 2. Торможение эволюции дислокационных субструктур.
- 3. Растворение частиц второй фазы на границах зерен.
- 4. Релаксация концентраторов напряжений (зона усталостного роста трещины)
- 5. а) Увеличение ширины зоны усталостного роста трещины (критической длины трещины).
 - б) Уменьшение шага усталостной трещины.
 - в) Увеличение коэффициента безопасности.
 - г) Формирование глобулярного цементита.
- 6. Повышение дисперсности зоны усталостного роста трещины.
- 7. Снижение скалярной плотности дислокаций в зоне долома.
- 8. Уменьшение размера фреттинг-частиц

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 05-08-01305а)

ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ИЗ МАЛО- И СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Громова А. В., Целлермаер В. Я., Иванов Ю. Ф.*, Козлов Э. В.*

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

* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Kozlov@tsuab.ru

На стадии развитой пластической деформации, наблюдающейся при обработке металлов давлением, для корректного описания процессов формоизменения необходимо знание характера и закономерностей эволюции дефектной структуры. В ходе технологических процессов исходные металлические заготовки претерпевают значительные пластические деформации различного вида и степени интенсивности. В условиях сложной деформации в металлическом материале формируются различного типа дислокационные субструктуры. Это обстоятельство оказывает существенное влияние на сопротивление материала деформированию и разрушению. Исследование эволюции дислокационных субструктур сталей в условиях неоднородной пластической деформации в широком интернате ее значений несомненно актуально и представляет интерес как в теоретическом, так и в практическом аспектах.

В настоящей работе детально проанализированы дислокационные субструктуры, формирующиеся в мало- и среднеуглеродистых сталях, (Ст 1 кп, Ст 2 кп, Ст 3 кп, Ст 10, Ст20) и выявлены закономерности их эволюции в ходе технологической операции волочения. После удаления окалины катанку волочили на проволоку различного диаметра с варьируемыми степенями обжатия $\varepsilon = 0...80$ %, скоростями волочения 0,03–3,0 м/с, величинами угла раскрытия фильеры 12° и 16°. Исследования дислокационной субструктуры и определение ее количественных параметров проводили методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг на просвет. Показано, что доминирующий "вектор" структурной эволюции для исследованных сталей при волочении — это дислокационный хаос \rightarrow фрагментированная субструктура (изотропные фрагменты).

Увеличение степени деформации, независимо от скорости волочения и других технологических параметров, сопровождается развитием процесса фрагментации и завершается превращением нефрагментированной субструктуры во фрагментированную. Этот процесс обусловлен релаксацией дальнодействующих полей напряжений и самоорганизацией дислокационной субструктуры. При этом накапливается избыточная плотность дислокаций, переходящая на границы фрагментов и обеспечивающая рост разориентировок.

Объемные доли дислокационных субструктур меняются по сечению проволоки таким образом, что их эволюция ближе к завершению в центральной зоне. Увеличение скорости волочения уменьшает совершенство субструктуры. Скалярная плотность дислокаций и кривизна-кручение кристаллической решетки возрастают, а размеры ячеек и фрагментов уменьшаются по мере приближения к центру образца. Увеличение скорости волочения повышает скалярную плотность дислокаций и создает более однородное распределение этой характеристики по поперечному сечению.

СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ ПЛАЗМЕННО УПРОЧНЕННЫХ ВАЛКОВ

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

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

* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Kozlov@tsuab.ru

Одним из эффективных методов повышения стойкости валков прокатных станов является обработка их концентрированными потоками энергии. На ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» для повышения эксплуатационных свойств валков стана 450 применяют плазменную закалку боковых поверхностей бочки, что приводит к снижению их удельного износа на 38–55% и, соответственно, значительно повышает технико-экономические показатели стана без существенных дополнительных капитальных вложений. Управление физической природой повышения стойкости валков, лежащее в основе разработки новых технологий и оптимальных режимов упрочнения, должно учитывать формирование и эволюцию структурно-фазовых состояний материалов на разных масштабных уровнях.

Методами металлографии травленого шлифа, сканирующей электронной микроскопии изломов и дифракционной электронной микроскопии тонких фольг проведены исследования структурно-фазового состояния чугуна марки СШХНФ, подвергнутого поверхностной плазменной обработке. Показано, что в результате воздействия в материале формируется многослойная структура, характеризующаяся закономерным изменением фазового состава, морфологии, степени дефектности и размеров кристаллитов фаз.

В материале присутствуют следующие фазы: α -фаза (феррит, ОЦК кристаллическая решетка, твердый раствор углерода и легирующих элементов в кристаллической решетке на основе железа), γ -фаза (аустенит, ГЦК кристаллическая решетка, твердый раствор углерода и легирующих элементов в кристаллической решетке на основе железа), графит, карбид железа (цементит, орторомбическая кристаллическая решетка).

Из рассмотрения структурно-фазового состава материала в зависимости от расстояния до поверхности плазменной обработки следует, что состояние слоя, лежащего за пределами зоны термического влияния, представлено зернами перлита пластинчатой и глобулярной морфологии (основным является перлит пластинчатой морфологии), зернами «псевдоперлита», зернами графита, глобулами цементита и зернами структурно свободного феррита, содержащими в небольшом количестве наноразмерные частицы цементита.

Слой, расположенный на глубине ~ 250 мкм (зона термического влияния), имеет более разнообразную структуру и состоит из набора следующих фаз: аустенита остаточного, мартенсита пластинчатого и мартенсита пакетного, перлита пластинчатого и глобулярного, глобул цементита и графита.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ ЛИТОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 30ХНЗМФА

Климашин С. И., Попова Н. А.*, Целлермаер В. В., Громов В. Е., Козлов Э. В.*

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

* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Kozlov@tsuab.ru

Материалом исследования являлась литая конструкционная среднелегированная сталь $30\mathrm{XH3M\Phi A}$. Образцы подвергались предварительной термической обработке (гомогенизации, нормализации), затем проводилась закалка от $950^{\circ}\mathrm{C}$ (5 часов) и последующий отпуск при температурах $600-660^{\circ}\mathrm{C}$ в течение 11 часов с охлаждением на воздухе. Исследование проводилось методом дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах на электронных микроскопах УЭМВ- $100\mathrm{B}$, УЭМВ- $100\mathrm{K}$ и ЭМВ- $100\mathrm{J}$ при малых (2000-4000 крат) и больших (20000-50000 крат) рабочих увеличениях в колонне микроскопа с широким применением темнопольной методики.

В работе проведена как качественная, так и количественная обработка полученных результатов. Вся количественная обработка выполнена как внутри каждой из структурных составляющих α -фазы, так и в среднем по всему объему материала. Все полученные данные обрабатывались статистически.

Установлено, что после отпуска сталь представляет собой смесь α -фазы с небольшим количеством остаточного аустенита (γ -фазы) и карбидами (цементит и специальные карбиды). В свою очередь, α -фаза состоит из отпущенного пакетного и пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита. Основную долю α -фазы составляет отпущенный пакетный мартенсит.

В работе показано, что отпуск стали приводит к развитию процессов фрагментации дислокационной структуры. При отпуске 600^{0} С границы фрагментов выражены слабо, а объемная доля фрагментированного материала мала. Кроме того, фрагментация начинается только в пакетном мартенсите и не затрагивает пластинчатый мартенсит. По мере увеличения температуры отпуска границы фрагментов становятся все более четко выраженными, процесс фрагментации охватывает все большую долю пакетного мартенсита. Отпуск при 660^{0} С приводит к тому, что практически вся пакетная α -фаза оказывается фрагментированной. Фрагментация интенсивно развивается уже и в пластинчатом мартенсите.

Использование больших увеличений в колонне электронного микроскопа показало, что внутри фрагментов либо присутствует хорошо развитая дислокационная структура (сетчатая или ячеистая), либо дислокации вообще отсутствуют. Была измерена скалярная плотность дислокаций внутри фрагментированной и нефрагментированной субструктур пакетного и пластинчатого мартенсита. Установлено, что отпуск стали приводит к уменьшению скалярной плотности дислокаций во всех структурных составляющих α-матрицы стали. Причем, чем более интенсивно развиваются процессы фрагментации в стали, тем больше уменьшение скалярной плотности дислокаций. Средняя скалярная плотность дислокаций в материале, измеренная из учета вклада всех структурных составляющих α-матрицы стали, по мере увеличения температуры отпуска также уменьшается.

Установлено, что отпуск стали приводит к внутренним напряжениям, что выявляется по наличию в материале изгибных контуров. С увеличением температуры отпуска происходит снижение внутренних напряжений и избыточной плотности дислокаций во всех структурных составляющих α -фазы. При этом всегда наиболее напряженным остается пакетный мартенсит.

СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ЭВОЛЮЦИИ СОСТОЯНИЯ АРМАТУРЫ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Микрюков В. Р., Юрьев А. Б., Иванов Ю. Ф.*, Чинокалов В. Я., Громов В. Е.

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

* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Kozlov@tsuab.ru

Методами оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии и определения механических свойств проведены исследования изменения состояния арматуры из стали 35ГС в процессе длительной эксплуатации. Выявлено существенное снижение пластических свойств стали и показано, что основной причиной этому является формирование частиц окисной фазы. Установлено, что форма, размеры и дефектная субструктура включений окисной фазы существенным образом зависят от химического состава и расположения частиц относительно дефектной субструктуры стали.

Эксплуатация арматуры в качестве каркаса фундаментных блоков промышленных зданий и сооружений в течение 7–50 лет в условиях действия внешних факторов приводит, прежде всего, к значимому росту величины скалярной плотности дислокаций зерен феррита и перлита, сопровождается увеличением линейной плотности изгибных экстинкционных контуров (концентраторов дальнодействующих полей напряжений), особенно стремительным после 35 лет. Последнее связано с изменением количества и качества концентраторов напряжений.

После 7 лет эксплуатации стали в объеме зерен, вдоль их границ и в стыках границ фиксируются включения второй фазы. Частицы имеют глобулярную форму, размеры их изменяются в пределах 150-170 нм. Электронно-микроскопический микродифракционный анализ показывает, что данные частицы являются закисью железа (FeO, вюстит). Данные включения являются источниками весьма узких изгибных экстинкционных контуров, средние поперечные размеры которых составляют h = 45 нм. Кривизна-кручение кристаллической решетки зерен феррита, содержащих такие частицы, $\chi =$ 3,88*10³ рад/см, амплитуда дальнодействующих полей напряжений (в условиях пластического изгиба-кручения кристаллической решетки зерен феррита) $\sigma_{\tau} = 83 \text{ кг/мм}^2$. Для сравнения отметим, что контуры, формирующиеся у границ зерен, соответствуют дальнодействующим полям напряжений, амплитуда которых составляет (24–39) кг/мм². Сопоставляя результаты данных оценок с величиной предела прочности σ_{B} исследуемой стали, можно отметить, что поля напряжений, формирующиеся в объеме материала, содержащего частицы включений второй фазы, способны приводить к формированию микротрещин. Относительное содержание областей материала с микротрещинами, стремительно возрастает с увеличением времени эксплуатации арматуры.

ФОРМИРОВАНИЕ РАЗНОВИДНОСТЕЙ ФЕРРИТО-ЦЕМЕНТИТНОЙ СМЕСИ В ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЕ

Морозов М. М., Юрьев А. Б., Иванов Ю. Ф.*, Громов В. Е., Коновалов С. В., Козлов Э. В.*

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

* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Kozlov@tsuab.ru

Одним из эффективных способов улучшения служебных характеристик массовых видов проката из углеродистых и низколегированных конструкционных сталей является термоупрочнение методом прерванной закалки в потоке прокатных станов с использованием тепла прокатного нагрева.

Цель работы — выявление закономерностей формирования фазового состава и дефектной субструктуры феррито-цементитной композиции углеродистой стали при термоупрочнении в процессе прерывистого охлаждения с горячего проката.

Методами дифракционной электронной микроскопии проведены детальные исследования фазового состава и дефектной субструктуры арматурного прутка стали марки СтЗпс, термоупрочненной по схеме прерванной закалки в потоке быстроходного стана. Выявлено формирование структуры естественного композита, проявляющееся в закономерном изменении микротвердости и структурно-фазового состояния по сечению арматурного стержня.

Профиль микротвердости легко разбивается на 5 участков, длины которых приблизительно соответствуют толщинам колец различной травимости. Максимальных значений микротвердость достигает в приповерхностном и во втором переходном слоях арматуры; несколько меньших — в первом и третьем переходных слоях, и минимальных — в центральной зоне прутка.

Обнаружено, что структура, формирующая приповерхностный максимум микротвердости, образуется в результате мартенситного превращения и последующего отпуска за счет остаточного тепла внутреннего объема прутка. Структура слоя, соответствующего второму максимуму микротвердости, представлена кристаллами отпущенного мартенсита и бейнита. Промежуточные и основной минимумы микротвердости связаны с протеканием в стали чисто диффузионных механизмов $\gamma \to \alpha$ превращения. В центральной зоне прутка это привело к формированию традиционных структур — зерен пластинчатого перлита с различной степенью дефектности, зерен феррита и частиц цементита, которые наблюдаются, в основном, на границах и в стыках границ зерен. Структура, соответствующая промежуточным минимумам микротвердости, имеет более сложное строение.

Независимо от диаметра прутка, структура первого промежуточного слоя представляет собой феррито-цементитную композицию на основе зерен феррита и частиц цементита. Исходя из морфологии и дисперсности частиц цементита, можно выделить следующие разновидности структуры, формирующей данный слой:

- а) зерна феррита, содержащие строчки глобулярного цементита.
- б) зерна феррита, одновременно содержащие частицы цементита глобулярной и игольчатой морфологии, расположенные в теле зерна хаотически.
- в) зерна феррита, одновременно содержащие частицы цементита глобулярной, игольчатой и пластинчатой морфологии.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ОТПУСКА НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ С ГРАНИЦАМИ ФРАГМЕНТОВ В ЛИТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Тихонькова О. В., Попова Н. А.*, Климашин С. И., Целлермаер В. В., Громов В. Е., Козлов Э. В.*

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

* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Kozlov@tsuab.ru

В работе проведено качественное и количественное изучение фазового состава и тонкой структуры литой конструкционной среднелегированной стали $30\mathrm{XH3M}\Phi\mathrm{A}$ в отпущенном состоянии. Температуру отпуска варьировали в пределах $600-660^{\circ}\mathrm{C}$, продолжительность отпуска 1-100 часов. Предварительная термическая обработка заключалась в гомогенизации, нормализации и закалке от $950^{\circ}\mathrm{C}$ (5 часов) с охлаждением на воздухе. Исследование проводилось методом дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с широким применением темнопольной методики.

Установлено, что после отпуска сталь представляет собой смесь α -фазы с небольшим количеством остаточного аустенита (γ -фазы) и карбидами (цементит и специальные карбиды типа MC, M_2 C, M_{12} C и M_{23} C₆). В свою очередь, α -фаза состоит из отпущенного пакетного и пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита. Основную долю α -фазы при всех параметрах отпуска составляет отпущенный пакетный мартенсит.

Остаточный аустенит располагается в виде прослоек по границам мартенситных кристаллов, частицы цементита и специальных карбидов – внутри и на границах. Частицы цементита, расположенные внутри мартенситных кристаллов, обладают игольчатой формой, на границах кристаллов имеют вид тонких вытянутых прослоек. Частицы специальных карбидов обладают округлой формой.

В работе показано, что увеличение температуры и продолжительности отпуска приводит к превращению остаточного аустенита и растворению цементита. Так, уже после отпуска 660° C, 11 часов в стали полностью отсутствуют остаточный аустенит и цементит, и весь углерод находится в специальных карбидах.

Отпуск стали приводит к развитию процессов фрагментации дислокационной структуры. Вначале фрагментация начинается только в пакетном мартенсите и не затрагивает пластинчатый мартенсит. Затем, по мере увеличения температуры и продолжительности отпуска, фрагментация охватывает весь материал.

Внутри фрагментов наблюдается либо хорошо развитая сетчатая или ячеистая субструктура, либо дислокации вообще отсутствуют. Установлено, что характер распределения дислокаций тесно связан с типом и расположением карбидной фазы. В зависимости от типа дислокационной субструктуры частицы специальных карбидов располагаются в узлах дислокационных сеток, в стыках и границах дислокационных ячеек и фрагментов. Частицы цементита располагаются внутри и на границах фрагментов с сетчатой субструктурой и не связаны с дислокациями, а также на границах дислокационных ячеек и фрагментов с ячеистой субструктурой. В бездислокационных фрагментах присутствуют только частицы специальных карбидов. Размеры частиц, плотность их распределения и объемная доля зависят от мест их расположения.

В процессе отпуска происходит изменение типа дислокационной структуры стали, при этом скалярная плотность дислокаций в материале уменьшается.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНУЮ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ НИКЕЛЯ

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

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

Исследования железа и конструкционных сталей показали, что рост зерна при нагреве этих материалов определяется типом ультрадисперсной структуры, созданной при деформации. В ходе первичной рекристаллизации субмикрокристаллической (СМК) структуры, образованной микрокристаллитами с высокоугловыми границами, увеличение размера зерна подчиняется кинетике нормального роста. Первичная рекристаллизация структуры смешанного типа, образованной микрокристаллитами и дислокационными ячейками, развивается как аномальный рост отдельных центров. При этом размер элементов в смешанной структуре был всегда большим, чем в СМК структуре, сформированной при большей степени деформации. Уменьшить размер элементов смешанной структуры можно, понизив температуру деформации, что осуществимо на материале не подверженном, как железо, хладноломкости.

Никель чистотой 99,98% деформировали сдвигом под давлением 6 ГПа до логарифмической деформации e=7 при 300 К и 77 К. Главное отличие заключается в различном типе структуры, сформированной при этих температурах деформации. При комнатной температуре деформация с e=5 приводит к полному исчезновению ячеистой структуры, то есть формируется однородная СМК структура. При 77 К деформация с e=7 привела к формированию структуры смешанного типа, в которой наряду с микрокристаллитами еще наблюдаются дислокационные ячейки. Другой особенностью структуры никеля, деформированного при 77 К, было образование микродвойников деформации. Понижение температуры деформации от комнатной до 77 К привело к существенному измельчению элементов структуры. Наиболее вероятный и средний размеры уменьшились от 0,1 до 0,05 мкм и от 0,17 до 0,09 мкм, соответственно. Таким образом, структура смешанного типа оказалась в 2 раза более дисперсной, чем однородная СМК структура.

При низкотемпературной деформации замедление термически активируемых процессов приводит к затруднению аннигиляции дефектов и увеличению запасенной энергии, а, следовательно, к росту движущей силы рекристаллизации. Вместе с тем, наличие малоподвижных двойниковых границ тормозит пластические ротации и не способствует формированию микрокристаллитов, то есть готовых зародышей рекристаллизации.

Различие структуры, сформированной при разных температурах деформации, проявляется при низкотемпературном отжиге. В ходе отжига в течение 10 ч при $100^0\,\mathrm{C}$ средний размер зерна никеля, деформированного при комнатной температуре, не превышает 0,5 мкм при сохранении одномодального распределения зерен по размеру. Аналогичный отжиг после деформации при 77 К приводит к бимодальному распределению. После выдержки 2 ч и более появляются зерна размером до 8 мкм, образующие второй максимум на гистограмме распределения. С увеличением выдержки параметры обоих максимумов не изменяются, а доля крупных зерен растет, что проявляется в увеличении среднего размера зерна. Наблюдаемая линейная зависимость среднего размера зерна от корня квадратного из времени отжига в этом случае не может являться свидетельством нормального роста зерна.

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ МАТРИЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Брюховецкий В. В., Кузнецова Р. И., Пойда В. П.*, Пойда А. В.

Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины, Харьков, Украина, ntcefo@yahoo.com

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

Выполнены исследования структурного состояния ряда матричных сплавов на основе алюминия, легированных Mg, Cu, Li, Si, Ge, которые проявили сверхпластичность при высоких гомологических температурах (0,85÷0,96 $T_{\rm пл}$). Особенностью этих сплавов является то, что матричная $\alpha_{\rm Al}$ -фаза образует с легирующими элементами или промежуточными интерметаллидными фазами диаграммы состояния эвтектического типа.

Результаты дифференциального термического анализа и структурных исследований показали, что в ходе нагревания до температуры испытания и в ходе сверхпластической деформации в сплавах происходят фазовые превращения и структурные изменения, свидетельствующие о том, что высокотемпературная сверхпластическая деформация осуществляется в условиях, когда сплав находится в неравновесном состоянии, что проявляется в том, что в его структуре появляется и присутствует метастабильная жидкая фаза на границах зерен. О наличии жидкой фазы в условиях высокотемпературной сверхпластической деформации свидетельствуют нитевидные образования, наблюдающиеся в поверхностных деформационных порах и на поверхностях изломов разрушенных образцов, морфологические особенности их структуры и химический состав волокон. Кинетика развития волокнистых образований непосредственно связана с кинетикой развития зернограничной пористости и кинетикой окисляемости жидкофазных включений. Движущей силой морфологических изменений нитевидных волокон и формирования каплевидных образований на них являются поверхностная энергия и вязкость расплава. Причинами появления жидкой фазы в структуре сплавов могут быть плавление неравновесных эвтектик, перитектические реакции, плавление интерметаллидных фаз, локальное плавление приграничных областей α_{Al} -фазы, содержащих сегрегации легирующих элементов, контактное плавление на межфазных границах матрица-включение.

Появление жидкой фазы приводит к существенному изменению структурного состояния на мезо- и микроуровне, что сказывается на протекании деформационных и аккомодационных процессов. Жидкая фаза разблокирует тормозящее влияние включений на границах зерен, являющихся главным препятствием для зернограничного проскальзывания в твердом состоянии. Локальные места подплавов становятся поставщиками жидкости на границы зерен, переводя их из твердого в твердо-жидкое или жидкотвердое состояние. Жидкая фаза, распространяясь по проскальзывающим границам зерен, активизирует диффузионные процессы, приводит к развитию интенсивного зернограничного проскальзывания, изменяя его механизм и внося в него элемент вязкого течения жидкости.

Исчезновение жидкой фазы на границах зерен в процессе высокотемпературной сверхпластической деформации приводит к выходу материала из состояния сверхпластичности.

АНАЛИЗ ПРИЧИН АВАРИЙНОГО РАЗРУШЕНИЯ ШАРОШЕК БУРОВЫХ ДОЛОТ

Пугачева Т. М.

Самарский государственный технический университет, Самара, mag@samgtu.ru

При производстве буровых долот для изготовления шарошек с твердосплавным вооружением используют сталь 14ХНЗМА. Эта сталь характеризуется высокой прочностью ($\sigma_B = 1100-1450$ МПа) и вязкостью (КСU = 1,1–2,1 МДж/м²), что обеспечивает требуемую работоспособность горнорудных и нефтяных долот. Вместе с тем, в ряде случаев наблюдается резкое падение проходки, связанное с катастрофическим разрушением шарошек.

Целью работы было проанализировать характер износа аварийных шарошек и выявить возможные причины их ускоренного выхода из строя.

Для исследования были отобраны данные по 65 долотам, шарошки которых подверглись хрупкому разрушению. Шарошки были изготовлены из стали марки 14ХНЗМА, выплавленной на ОАО "Электросталь", ОАО "Ижсталь", ОАО "ОЭМК".

Установлено, что аварийное разрушение свойственно шарошкам любого типоразмера долот диаметром от 124,0 до 250,8 мм при бурении пород разного класса прочности – от мягких до очень крепких.

Наиболее часто возникающие виды хрупких разрушений: трещины и сколы. Трещины бывают четырех типов: осевые, поперечные между зубками, кольцевые вдоль оси шарошек (сколы венца), кольцевые поперечные (сколы вершин). Нередко на одной шарошке возникает 2–3 вида разрушений. Как правило, одновременно возникают продольные трещины и трещины между зубками, причем доля вида разрушения зависит от размера долот. В изученной выборке аварийных долот 20 долот имели шарошки с осевыми трещинами, 19 долот – шарошки с поперечными трещинами между зубками, 12 долот имели сколы части венцов шарошек по донышкам зубков, у 7 долот шарошки были со сколами вершин.

Для выявления причин аварийного разрушения шарошек был проведен анализ механических свойств и загрязненности неметаллическими включениями использованных сталей.

Установлено, что все плавки имели повышенный предел прочности 1204—1423 МПа (среднее значение $\sigma_{\rm B}$ по OAO "Электросталь" — 1373 МПа, по OAO "Ижсталь" — 1324 МПа, по OAO "ОЭМК" — 1339 МПа), а также высокую прокаливаемость (твердость на расстоянии 20 мм от торца стандартного образца более 39,5—40 HRC) и, соответственно, пониженную пластичность, вязкость и трещиностойкость. Кроме того, было выявлено заметно повышенное содержание неметаллических включений. Так, у плавки ОАО "ОЭМК" суммарный максимальный балл неметаллических включений составил 10,5; средний балл — 4,6 (по сертификатам усредненный суммарный максимальный балл неметаллических включений за год у стали ОАО «ОЭМК» составлял 6 баллов, усредненный средний балл 3,5; по ОАО "Ижсталь" суммарный максимальный балл неметаллических включений не превышал 4,4).

Таким образом, возможной причиной повышенной хрупкости и снижения надежности шарошек из стали 14XH3MA была чрезмерная прочность и прокаливаемость металла в сочетании с его высокой загрязненностью неметаллическими включениями.

РАЗВИТИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР ОКОЛО МИКРОТРЕЩИНЫ В ТОНКОЙ ФОЛЬГЕ ГЦК-МЕТАЛЛА

Панфилов П. Е.

Уральский государственный университет, Екатеринбург,

peter.panfilov@usu.ru

Информация о дефектной структуре материала вблизи растущей трещины чрезвычайно важна как для понимания механизмов разрушения кристаллических твердых тел, так и для разработки физических моделей эволюции трещин. Просвечивающая электронная микроскопия тонких фольг позволяет наблюдать испускание дислокаций из микротрещины и то, как развивается дислокационная структура материала вблизи растущей трещины. В настоящем сообщении обсуждаются экспериментальные данные по развитию дислокационной структуры у микротрещины в тонкой фольге гцкметалла. В качестве модельного материала был выбран иридий, благодаря его большому атомному весу и сильным межатомным связям. Это позволило без труда наблюдать в иридиевой фольге объекты нано-масштаба, изучение которых на никеле или алюминии сопряжено со значительными трудностями из-за низкого контраста изображения и высокой подвижности дислокаций.

Испускание подвижных дислокаций наблюдалось из клиновидных микротрещин размером несколько десятков межатомных расстояний. Дислокации двигались вглубь фольги, оставляя за собой прослойку дефекта упаковки (ДУ). С ростом длины трещины увеличивалось число испушенных дислокаций и, соответственно, возрастала «мошность» дефекта упаковки, который «трансформировался» в микродвойниковую ламель. Генерация дислокаций происходила не в геометрической вершине, но на краях в верхней части микротрещины. Факт испускания дислокаций никак не сказывался на геометрии микротрещины (имеется в виду ее видимое затупление). В зависимости от расположения микротрещины в фольге, дислокации испускались либо в одном, либо в двух направлениях. Испущенные дислокации имели тенденцию «уплывать» вглубь фольги, однако если на их пути располагались мощные препятствия, то они образовывали скопление, морфология которого зависела от количества дислокаций и действующего напряжения. По достижению микротрещиной некоей критической длины (для иридия это около 5 микрон), происходила смена моды роста трещины. Трещина приобретала ломаный профиль и переставала быть источником дислокаций, а ее эволюция оказывалась подобной росту опасной трещины в шейке массивного образца гцкметалла.

Микротрещина в тонкой фольге гцк-металла является источником дислокаций, которые при движении на тонком участке фольги (вблизи края) формируют прослойку дефекта упаковки (или двойник). Параметры массива испущенных дислокаций нельзя рассматривать в качестве характеристики роста трещины, поскольку они определяются не собственными свойствами материала, а мощностью препятствия, на котором массив сформировался.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-03-32073).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТА МЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ – ПОЛИМЕРНОЕ ОСНОВАНИЕ В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Ушаков И.В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, ushakoviv@mail.ru

Одним из методов исследования механических характеристик металлических стекол является методом микроиндентирования. В связи с малой толщиной металлических стекол разработан метод микроиндентирования на полимерных подложках. После проведения подобных испытаний остаются неясными многие аспекты, такие как механизм формирования зоны деформирования и разрушения, движение материала подложки, величина упругого прогиба системы металлическое стекло — полимерная подложка и т.д. Непосредственное исследование данных явлений затруднено в связи с микроскопическими размерами зоны деформирования и разрушения. В связи с этим модельные исследования, посвященные изучению процесса деформирования системы металлическое стекло — полимерная подложка являются достаточно актуальными. Целью работы является экспериментальное моделирование процессов, сопровождающих локальное нагружение металлического стекла на полимерной подложке.

Для осуществления экспериментального моделирования разработана специальная установка. Нагружение осуществляется увеличенной копией пирамиды Виккерса и Берковича. В рабочем режиме пирамидка опускается с постоянной скоростью (диапазон скоростей 2-30 мм/с). Максимальное нагружающее усилие до 800 Н. Возможно осуществление испытаний по двум методикам: нагружение полной пирамидкой и рассеченной, прилегающей к стеклу. Кинетику нагружения фиксировали на видеокамеру с последующим покадровым анализом. Для проведения экспериментов использовали композиты полимерное основание – металлическое покрытие. В качестве полимерного основания использовали различные материалы, в том числе, материалы, реально используемые для изготовления композиционных соединений с металлическим стеклом. Используемые материалы характеризовались различными механическими свойствами: материалы способные переносить значительные упругие деформации – клеи на основе натурального каучука; материалы, характеризующиеся хорошими пластичными и плохими упругими свойствами - пластилины; материалы, применяемые при проведение реальных испытаний – высокотемпературные герметики, шпатлевки и пр. Определяли величины вертикальных и горизонтальных смещений, для чего в материале подложке выделяли вертикальные и горизонтальные полосы.

Установлено, что в условиях применения макроинденторов, материал подложек на основе термостойкого герметика, шпатлевки, натурального каучука способен к значительным упругим деформациям и практически полному восстановлению, в том числе, в условиях, когда величины смещений многократно превосходят размеры макромолекул материала подложки. Экспериментально установлены количественные характеристики горизонтального и вертикального смещения материала полимерной пластичной подложки в условиях ее локального нагружения. Установлены зависимости горизонтального и вертикального смещения материала подложки от величины относительного погружения индентора.

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

ОПТИКО-ТЕЛЕВИЗИОННЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ШЕЙКЕ ПЛОСКОГО ОБРАЗЦА

Деревягина Л. С., Панин В. Е., Мирхайдарова А. И.

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

Эволюцию локального напряженно-деформированного состояния в шейке плоского образца, определяющую характер его разрушения, исследовали с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса [1]. Разработанная на его основе методика измерения деформаций включает в себя: а) расчет полей векторов смещений U; б) полей соответствующих им компонент векторов смещений U_i ; в) выявление изотет (линий равных перемещений), облегчающих поиск функций компонент смещений U_i ; г) дифференцирование сглаженных функций U_i . На поля анализируемых компонент смещений накладывали декартовую сетку с шагом, равным 1/15 длины поля зрения. В каждом узле сетки рассчитывали линейные и сдвиговые компоненты деформации в де-

картовых координатах: $\varepsilon_x = \frac{\partial U}{\partial x}$, $\varepsilon_y = \frac{\partial V}{\partial y}$, $\varepsilon_{xy} = \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial V}{\partial x}$, компоненты главных де-

формаций:
$$\varepsilon_1 = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + \varepsilon_{xy}^2}, \qquad \varepsilon_2 = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} - \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + \varepsilon_{xy}^2}.$$
 Третью

компоненту ε_3 находили из условия несжимаемости: $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$. Формоизменение по всем трем осям *хуz*, т.е. интенсивность деформации рассчитывали по формуле:

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} .$$

Исследовали сталь ВКС-12, субмикрокристаллическое армко-железо (αFe), полученное РКУ прессованием, и композиционный материал Cu–25%Cr.

Во всех материалах на начальной стадии формирования шейки наблюдается симметрия в распределении линейных и сдвиговых компонент. В стали ВКС-12, упрочняющейся при деформации, симметрия сохраняется до момента разрушения, т.к. увеличение скорости деформации в одной полосе приводит к ее упрочнению и деформации в сопряженной полосе. В центре симметричной шейки в месте наложения макрополос, где интенсивность деформации ε_i максимальна, начинается разрушение путем зарождения трещин в окрестности хрупких включений.

В α Fe симметричная шейка развивается, пока идет упрочнение материала. При разупрочнении полос локализованной деформации (о чем свидетельствует измерение микротвердости) из-за ускоренного развития одной макрополосы происходит перегруппировка линейных и сдвиговых компонент и формирование полосы сдвига с максимальной величиной ε_i , вдоль которой образец разрушается за счет развития менисковой неустойчивости фронта вязкой трещины.

В сплаве Cu-25%Cr симметрия шейки нарушается с момента зарождения трещины между частицей хрома и медной матрицей. Впоследствии от этой трещины развивается магистральная трещина. Траектория ее движения проходит вдоль макрополосы локализованного сдвига, сформированной в результате взаимодействия напряженно-деформированных состояний, характерных для симметричной шейки и геометрического концентратора.

1.1 *Syryamkin V.I.*, *Panin S.V.* Television-optical technique for materials investigation and diagnostics of state of loaded materials and structure parts // Вычислительные технологии. – 2003 – Т8. – С.10-25

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ РАЗЛИЧНОГО КЛАССА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕЗОМАСШТАБНОМ СТРУКТУРНОМ УРОВНЕ

Елсукова Т. Ф., Панин В. Е., Панин А. В., Кузина О. Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одна из центральных проблем физической мезомеханики — роль поверхностных слоев нагруженного твердого тела в зарождении и развитии его пластической деформации и разрушения. Наиболее интенсивное развитие мезоскопических механизмов деформации в поверхностных слоях поликристаллов происходят в условиях циклического нагружения, особенно при знакопеременном изгибе. Естественно, что характер и скорость развития поверхностной деформации на мезоуровне должны зависеть от таких факторов, как структурно-фазовое состояние поверхностного слоя, степень реализации в нем зернограничного проскальзывания, уровень сдвиговой устойчивости кристаллической решетки и всей внутренней структуры. В этой связи в работе исследованы закономерности и механизмы циклической деформации мезомасштабных уровней в поверхностных слоях поликристаллов титана, алюминия и свинца, существенно различающихся указанными параметрами.

Показано, что в поверхностных слоях исследованных материалов при знакопеременном изгибе формируется многоуровневая мезосубструктура II, связанная с зарождением усталостных трещин. Основными механизмами ее формирования являются: гофрирование поверхности, движение отдельных зерен или их конгломератов как целого, самоорганизация экструдированных зерен или их конгломератов в петли, фрагментация поверхностного слоя в форме блочной мезосубструктуры, ориентированной по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений. Обнаружены новые механизмы пластического течения на мезоуровне: расслоение материала в зонах стесненной деформации на ламели и их взаимное смещение (Рb и Рb-сплавы), самосогласованное гофрирование поверхностного слоя в иерархии масштабных уровней деформации (А1), аномально большие вертикальные смещения мезоблоков поверхностного слоя с формированием двухуровневой клеточной структуры (Тi с наводороженным поверхностным слоем).

Кинетика формирования поверхностной мезоструктуры, ее характер и размер элементов определяются сдвиговой устойчивостью внутренней структуры поверхностного слоя и упругими характеристиками объема материала. Закономерности ее формирования связаны исключительно с эффектом многоуровневости системы «поверхностный слой-подложка». Причиной зарождения поверхностных усталостных трещин являются нескомпенсированные поворотные моды деформации при сопряжении пластически деформирующегося поверхностного слоя и упруго нагруженной подложки.

При знакопеременном изгибе плоских образцов титана с наводороженным поверхностным слоем получено прямое экспериментальное подтверждение эффекта «шахматного» распределения пластического течения на мезомасштабном уровне в сдвигонеустойчивом наводороженном поверхностном слое.

Делается заключение, что при разработке теории усталостного разрушения в рамках многоуровневого подхода следует вводить в рассмотрение виртуальную границу раздела «пластически деформируемый поверхностный слой - упруго деформируемая подложка».

ЕДИНЫЙ СТРУКТУРНЫЙ МЕХАНИЗМ РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОЙ И НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ СТАЛЕЙ

Ткачёв С. П., Ткачёва Г. И.

Самарский государственный технический университет, Самара,

При определённых температурах отпуска в сталях и сплавах на основе железа происходят структурные превращения, приводящие к развитию обратимой и необратимой отпускной хрупкости. Надёжно установлено, что отпускное охрупчивание возможно лишь при наличии в сталях и сплавах на основе железа: углерода, карбидообразующих элементов и примесей.

Особенности рентгеновской дифракционной картины при отражении от быстрорежущей стали Р9К5, находящейся в состоянии обратимой отпускной хрупкости, позволили использовать метод гармонического анализа профилей неразрешённых дублетов [1] и выявить наведённую тетрагональность матрицы. Установлено частичное растворение закалочных фаз внедрения в процессе отпуска при температуре 560^{0} C.

С помощью метода центроидов [2] установлено, что развитие обратимой и необратимой отпускной хрупкости образцов из сталей 30ХГСА и 30ХСНА также сопровождается ростом тетрагональности. Обнаружено четыре провала ударной вязкости, что соответствует количеству легирующих элементов.

Проведённые исследования показали, что структурные превращения в процессе любого охрупчивающего отпуска происходят по единому механизму. При этом развитие отпускной хрупкости сопровождается сложными фазовыми переходами с образованием когерентно связанных с матрицей объёмов, обогащённых соответствующими легирующими элементами и углеродом при упорядоченном расположении атомов в твёрдом растворе. Т.е. число провалов ударной вязкости должно соответствовать количеству содержащих углерод фаз внедрения, образующихся в данной стали при различных температурах отпуска.

Полученные результаты приводят к однозначному выводу: отпускная хрупкость двух типов обусловлена уменьшением объёма металла, деформирующегося при разрушении в результате взаимодействия тетрагональных обогащённых областей предвыделений (ООП) с винтовыми дислокациями.

Интересно отметить, что на снимках РЭМ-фрактографий поверхностей излома охрупченных образцов из конструкционных сталей после испытаний на ударную вязкость обнаружены только области с хрупким характером разрушения. Закономерного изменения типа излома не наблюдалось. Следовательно, в данном случае сериальные кривые смещались в область более высоких температур.

На предварительном этапе исследований выяснилось, что объектами анализа могут служить только однородные, гомогенизированные стали, т.е. используемые образцы должны соответствовать определённым требованиям. В противном случае из-за большой дисперсии невозможно выявление объективных закономерностей по результатам механических, электронно-микроскопических, рентгенографических, фрактографических и иных исследований, что может привести к неверным выводам.

- 1. Ткачёв С.П., Ткачёва Г.И. Кавтаськин С.В. Рентгенографическое исследование кристаллических структур при неразрешающихся дифракционных дублетах. Заводская лаборатория, №3. 2005. Т. 71. С.33-37.
- 2. Ткачёв С.П. Рентгенографический метод исследования кристаллических структур при неразрешающихся дифракционных мультиплетах. Кристаллография, Т.27, №4 1982.С. 664-667.

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЙ АСПЕКТ УЛУЧШЕНИЯ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ РЕЗАНИЕМ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Муратов В. С., Сахаров В. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, muratov@sstu.smr.ru

Коррозионно-стойкие стали аустенитного класса имеют пониженную обрабатываемость резанием, что связано с их повышенной вязкостью и схватываемостью с режущим инструментом, склонностью к наклепу, пониженной теплопроводностью. Это делает крайне сложной обработку таких сталей на автоматических станках в условиях массового производства.

Исследования выполнены на стали 12X18H10T (базовый вариант), стали 12X18H10T с микродобавками и сталях с повышенным содержанием никеля. Введение в состав нержавеющих аустенитных сталей ряда элементов позволяет сформировать включения избыточных фаз определенного состава и морфологии, которые, являясь концентраторами пластической деформации, облегчают стружкообразование и обрабатываемость резанием. Выполнено легирование аустенитных сталей селеном; селеном и теллуром; селеном, теллуром и модифицирование силикокальцием; а также увеличено содержание серы.

Легирование селеном приводит к образованию значительного количества селенидов пластинчатой формы с микротвердостью по Кнупу в пределах 106—182 ед. Теллур меняет состав, свойства и форму включений. Имеет место их измельчение и увеличение микротвердости в 1,5—2 раза. Механические свойства всех вариантов соответствуют ГОСТ 5949-75, а микролегирование не ухудшает свойств стали (по сравнению с базовым вариантом).

Увеличение содержания серы в стали приводит к увеличению количества сульфидных включений. Наряду с сульфидными включениями в стали присутствуют нитриды и карбонитриды титана. Микрорентгеноспектральный анализ включений позволил установить, что сульфидные включения представляют собой сульфиды марганца, сульфиды титана, а также комплексные сульфиды титана, марганца, железа и даже хрома. Причем сульфидные включения часто растут на нитридных и карбонитридных фазах, что исключает отрицательное влияние последних на обрабатываемость. Увеличение количества серы не меняет характер структуры матрицы.

Оценка обрабатываемости резанием сталей всех вариантов состава и структуры показала, что присутствие в стали халькогенидов уменьшает интенсивность изнашивания инструмента.

Промышленные испытания стали A10X16H15T продемонстрировали высокую обрабатываемость сернистой аустенитной стали и ее пригодность к применению в массовом производстве. На всех операциях обработки (точении, сверлении, расточке, нарезании резьбы, обрезке) стойкость инструмента (твердосплавный и быстрорежущий) повысилась от 5 до 70 раз по сравнению с базовой сталью 12X18H10T. Отмечена также легкость удаления стружки из рабочей зоны, не требующего вмешательства оператора.

Рост содержания серы в стали от 0,008% до 0,257% без модифицирования силикокальцием приводит к некоторому увеличению склонности к коррозии стали в конденсате выхлопных газов. Однако коррозионная стойкость изделий в условиях эксплуатации не уступает нержавеющей стали типа 18Cr –8Ni. Коррозионные испытания в камере солевого тумана в течение 1500 часов не приводили к появлению признаков коррозионного поражения.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АКТИВИРУЮЩИХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

Муратов В. С.

Самарский государственный технический университет, Самара, muratov@sstu.smr.ru

Выполнен комплекс исследований по оценке влияния активирующих температурных воздействий в виде ускоренных кристаллизационного и после-кристаллизационного охлаждений и быстрой кристаллизации на закономерности формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов при закалке и старении.

Исследования выполнены на отливках из сплавов АК6М2, АК9, АК10М2Н, полученных с разными режимами охлаждения после кристаллизации. После искусственного старения (без, собственно, операции закалки) отливок, охлажденных с температур конца кристаллизации с разной скоростью, прирост свойств по сравнению с литым состоянием практически одинаков. Наиболее сильно проявляется различие в условиях охлаждения после закалки и старения ($T_3 = 515\,^{0}$ C, $T_c = 190\,^{0}$ C). Для трех вариантов охлаждения после заливки (по мере увеличения скорости охлаждения — охлаждение в форме и контейнере на воздухе, охлаждение в форме и в воде, сокращенное охлаждение в форме и в воде) прирост $\sigma_{\rm B}$ составляет 40, 70 и 115 МПа, соответственно. Характерно, что одновременно увеличивается и пластичность сплава.

Оценка скоростей охлаждения в центре стенки отливки толщиной 10 мм показала, что в интервале температур 500-250 0 C они, в среднем, составляют: для охлаждения в контейнере -0.1 град/с, на воздухе -2 град/с, в воде -125 град/с.

Отливки, ускоренно охлажденные после завершения кристаллизации, имели не только наиболее высокие свойства после окончательной термообработки, но и сам процесс распада пересыщенного твердого раствора осуществлялся значительно быстрее. Так, при варианте сокращенного пребывания в форме и охлаждения в воде прирост твердости в процессе старения протекал интенсивно с первых минут и через 60 минут достиг предельной величины. В то же время, отливки, предварительно обработанные с меньшей скоростью охлаждения после кристаллизации, выходили на предельную твердость лишь через 2 часа.

Следует также отметить, что в тех частях отливок, которые наиболее ускоренно охлаждалась после кристаллизации, процесс растворения выделений при нагреве под закалку протекает более интенсивно. Несмотря на больший начальный размер, уже после одночасовой изотермической выдержки или одного закалочного цикла толщина выделений в тонкой части клиновидной отливки становится меньше, чем в массивной.

Процесс набора твердости в процессе старения в случае быстрой кристаллизации значительно удлиняется по времени по сравнению с закалкой из твердого состояния. Заметное изменение микротвердости наблюдается лишь после 4 суток старения (сплав Д16), а максимальное значение достигается после 13–14 суток. Сплав после завершения распада имеет большую H_{\square} , чем при закалке в твердом состоянии, соответственно, около 1200 и 950 МПа. Указанные отличия имеют место также и для сплава Д1. Выход на конечную микротвердость при старении после быстрой кристаллизации заканчивается после 12 суток. Для сплава АД31 увеличение длительности распада составляет от 5 до 10 суток; конечная микротвердость быстрозатвердевшего сплава примерно на 100 МПа выше, чем сплава, закаленного в твердом состоянии.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА

Муратов В. С., Морозова Е. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, muratov@sstu.smr.ru

Одним из перспективных направлений в области повышения твердости и прочности поверхностного слоя титана является использование лазерной термической обработки, основанной на локальном нагреве участка поверхности и скоростном охлаждении. Такие условия формирования поверхностного слоя способны обеспечить сочетание высоких эксплуатационных свойств поверхности и пластичности сердцевины изделия.

В связи с этим, целью данной исследовательской работы является изучение физико-механических свойств поверхностного слоя титановых образцов после воздействия лазерного излучения (как импульсного, так и непрерывного режима) и выявление оптимальных параметров термической обработки, приводящих к значительному росту микротвердости и незначительному увеличению зерна.

Анализу подвергались образцы технически чистого титана BT1-0, обработанные по трем схемам:

- предварительная обработка + отжиг + импульсное воздействие лазерного излучения;
- предварительная обработка + отжиг + непрерывное воздействие лазерного излучения;
- предварительная обработка + отжиг + электролитическое напыление меди(покрытие составляло 10 мкм) (или хрома) + непрерывное воздействие лазерного излучения.

Термическое упрочнение титановых образцов производилось при помощи лазера импульсного действия "ГОС-1101", где диаметр пучка изменялся от 7 до 13 мм, и непрерывного действия "ЛГЛ-200" при варьировании скорости перемещения лазерного пучка.

В результате проведения данной исследовательской работы по изменению структуры и свойств титана ВТ1-0 после воздействия импульсного лазерного излучения выявлен наилучший режим по показателям прочности и пластичности: при диаметре пятна 12 мм микротвердость возрастает до 700 НК (по сравнению с исходным значением 450 НК), и размер зерна остается примерно на уровне отожженного (50 мкм).

Проведенный сравнительный анализ по воздействию импульсного и непрерывного источника на поверхность технически чистого титана выявил, что при непрерывном воздействии значение микротвердости увеличивается до 900 НК. Больший прирост значений микротвердости при непрерывном воздействии обусловлен большей локальностью лазерного излучения и обогащением поверхностного слоя азотом, что приводит к образованию на поверхности твердой фазы — нитрида титана.

Таким образом, проведенный анализ изменения структуры и физико-механических свойств поверхностных слоев титана позволил выявить оптимальный режим, при котором значение микротвердости увеличивается примерно в 4 раза по сравнению с исходным; характеристики пластичности практически не изменяются. Этот режим соответствует схеме поверхностного легирования титановой матрицы медью и последующего воздействия непрерывным лазерным излучением.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕУСТОЙЧИВОСТЕЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ КАК РЕЗУЛЬТАТА СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЯХ МИКРОСДВИГОВ

Соковиков М. А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, sokovikov@icmm.ru

В настоящее время установлено, что зарождение и рост микросдвигов играет существенную роль в процессе деформирования и разрушения материалов [1]. Особую роль в развитии пластических деформаций играют структурные изменения в материале, связанные с коллективными процессами в системе микросдвигов.

Ряд экспериментальных исследований указывают на то, что:

- макроскопическая пластическая деформация есть результат множественных локализованных неустойчивостей, обусловленных кинетическими переходами в ансамблях микросдвигов в различных локальных объемах образца;
- пластическая деформация носит автомодельный характер, обусловленный особенностями кинетики накопления микросдвигов;
- распространение пластической деформации по объему образца может носить волновой характер, как при статическом [2], так и при динамическом нагружении;
- волна пластичности формируется в условиях ориентационно-скейлингового перехода в ансамбле микросдвигов и имеет фронт, распространяющейся с групповой скоростью, определяемой нелинейной динамикой перехода и свойствами нелокальности среды;
- высокоскоростное и ударно-волновое деформирование дает возможность "локализовать" процесс в пространстве и во времени и, таким образом, позволяет глубже изучить природу пластического деформирования.

Изучались автомодельные свойства и волновая природа пластического деформирования при ударном нагружении. Для этого использовалась ранее разработанная теория, в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на пластические свойства твердых тел [3,4].

Работа выполнена при частичной поддержки грантов РФФИ № 04-01-96009p2004 урал_а; 05-01-00863a; 04-01-96042-p2004 урал_а; 05-08-33652a.

- 1. Бетехтин В.И., Савельев В.Н., Петров А.И. Кинетика накопления микроскопических разрывов сплошности в процессе испытания алюминия на долговечность и ползучесть. // Физика металлов и металловедение, 1974. Т.38, вып.4. С.834-842.
- 2. Панин В.Е., Зуев Л.Б., Данилов В.Е., Мних Н.М. Пластическая деформация как волновой процесс // Докл. АН СССР, 1989.— Т.308, N6.— С.1386-1389.
- 3. Наймарк О.Б. О термодинамике деформации и разрушение твердого тела с микротрещинами. Институт механики сплошных сред, АН СССР, Свердловск., 1982.— С.3-34.
- 4. Naimark, O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture. In: Proceedings IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture. Kluver, The Netherlands, 1996.

ЭФФЕКТЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Ti-5Al-5Mo-5V

Рюмшина Т. А., Волкова Г. К., Лоладзе Л. В., Константинова Т. Е.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина tatjana@konstant.fti.ac.donetsk.ua

Создание в материале субмикро- и наноструктур обеспечивает появление в материале уникального сочетания прочностных и пластических свойств. Одним из способов, позволяющих измельчить структурные элементы, является реализация в материале больших или интенсивных пластических деформаций (ИПД), что представляет собой проблему, поскольку многие материалы разрушаются уже при небольших степенях деформаций. Для решения данной проблемы применяют высокие давления и сложные схемы деформирования. Для управления ходом эволюции структуры необходимо также знать возможные механизмы деформации, происходящие в материале.

Данная работа посвящена изучению структуры в промышленном титановом сплаве BT22 (Ti-5Al-5Mo-5V) после ИПД, реализуемой с помощью разных схем приложения высокого давления, с целью выяснения механизмов деформации в зависимости от исходного структурного и фазового состояния. Контроль структуры осуществлялся с помощью методов оптической микроскопии (ОМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА). Оценка прочностных свойств проводилась по данным измерения твердости. Реализация ИПД осуществлялась при деформировании сплава путем холодной одноосной гидроэкструзии (ГЭ), а также горячей винтовой экструзии (ГВЭ), когда экструзия нагретого образца осуществлялась путем поворота вокруг своей оси.

Развитие деформации в сплаве зависело от начального фазового состояния сплава и схемы деформирования. Так, в однофазном 100% β -сплаве после Γ Э в интервале ϵ = 0,05–0,15 деформация проходит путем образования крайне редко наблюдаемого орторомбического α ′′-мартенсита деформации (по данным РФА). При ϵ > 0,3 мартенсит уже не обнаруживался из-за прошедшего обратного превращения. Однако границы бывших мартенситных пластин сохранялись, что и привело к фрагментации β -зерен посредством ротационного механизма деформации. В двухфазном β + α -сплаве влияние Γ Э приводит к скольжению и накоплению дислокаций в β -матрице, вызывая непрерывное изменение разориентации в пределах одного зерна и реализуя «изгибный» механизм деформации.

Установлено, что, как ГЭ, так и ГВЭ вызывает изменение фазового состава сплава. После ГЭ, как правило, наблюдается уменьшение доли α -фазы, а после ГВЭ доля впадающей фазы возрастает. В случае совместного действия температуры и сдвиговых деформации (ГВЭ) изменяется морфология выделяющихся частиц второй α -фазы, большая часть которой выпадает в виде мелкодисперсных выделений размером около 300 нм. ГВЭ приводит к гораздо более значительным изменениям структуры, свидетельствующим о более развитой ИПД в сплаве. Наблюдаемые изменения структуры и фазового состава отвечают за повышение как прочности сплава, так и его пластичности. Наибольший эффект вызывает ГВЭ, что, в первую очередь, обусловлено спецификой схемы деформирования, обеспечивающей преимущественное действие сдвиговых напряжений.

К ВОПРОСУ МОДЕЛИРОВАНИЯ РОСТА ТОНКИХ ПЛЕНОК ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ

Красильников В. В., Савотченко С. Е., Удовенко И. В.

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

Получение тонких пленок вещества с широким спектром физических свойств, развитие методов синтезирования пленочных систем с наперед заданными свойствами являются одними из важнейших задач материаловедения. Свойства тонких пленок, как наноструктурных материалов, могут существенно отличаться от своих массивных аналогов. Как известно, ионное облучение эффективно влияет на структуру тонких пленок, на их формирование. Однако остается не затронутым ряд вопросов, связанных с влиянием облучения на скорость формирования пленки и распределение плотности вещества пленки в процессе ее напыления. Выберем ось Ох перпендикулярно поверхности кристалла. Плоскость yOz совпадает с поверхностью кристалла, на которой напылена тонкая металлическая пленка, изначально занимающая область 0 < x < l. Поскольку первоначальная толщина пленки порядка сотен нанометров, то поток падающих атомов равномерно распределяется по всей толщине пленки. Это позволяет считать, что распределение концентрации *п* зависит только от координаты *x* и времени *t*, а интенсивность потока падающих частиц R – постоянна. Будем предполагать, что скорость роста пленки V постоянна и прямо пропорциональна интенсивности потока падающих частиц, то есть $V = \alpha R$, α – коэффициент пропорциональности. Величина этого коэффициента определяется типом вещества. Распределение концентрации n(x,t) подчиняется одномерному неоднородному уравнению диффузии в области 0 < x < l + Vt:

$$\frac{\partial n}{\partial t} = D \frac{\partial^2 n}{\partial x^2} - \frac{n}{\tau_a} + R,$$

где D — коэффициент диффузии. Также будем считать, что известны первоначальное значение концентрации в области 0 < x < l: $n(x,0) = n_0$, и значения концентрации на поверхности кристалла и на подвижной границе пленки в любой момент времени $t \ge 0$: $n(0,t) = n(l + Vt,t) = n_1$. Значения n_0 и n_1 считаются постоянными, причем $n_0 \ne n_1$. Начально-краевая задача с подвижной границей представляет собой математическую постановку предложенной модели. Получено аналитическое решение поставленной краевой задачи, описывающее распределение концентрации атомов вещества в пленке. Показано, что толщина пленки возрастает с увеличением времени облучения. Установлено, что увеличение интенсивности облучения приводит к увеличению концентрации вещества в пленке, а, следовательно, и ее плотности.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов БелГУ.

- 1. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. // М.: Атомиздат, 1972. 597 с.
- 2. Карташов Э.М. Аналитические методы в теории теплопроводности твердых тел. М.: Высш. шк., 2001. 550 с.

АТОМНЫЕ МОДЕЛИ ОБРАЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ, ПОЛОС ЛОКАЛИЗАЦИИ И ДВОЙНИКОВ ДЕФОРМАЦИИ ПУТЕМ ЛОКАЛЬНЫХ ОБРАТИМЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ГЦК СПЛАВОВ

Тюменцев А. Н., Литовченко И. Ю., Шевченко Н. В., Пинжин Ю. П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томский государственный университет, Томск, tyuments@phys.tsu.ru

Обобщены результаты по экспериментальному и теоретическому обоснованию локальных обратимых (прямых плюс обратных) мартенситных превращений (МП) как механизмов деформации и переориентации кристаллической решетки при формировании и последующей пластической деформации наноструктурных металлических материалов с ГЦК решеткой. Предложены атомные модели этих превращений для описания процессов зарождения частичных и полных дислокаций, образования полос локализации и двойников деформации.

В рамках этих моделей дано физическое обоснование следующих особенностей формирования и пластической деформации указанных выше материалов:

- 1. Образование высокой плотности полос локализации деформации с 60° <110> переориентацией кристаллической решетки при формировании наноструктурных состояний в процессе больших пластических деформаций аустенитных сталей.
- 2. Интенсивное развитие механического двойникования при пластической деформации наноструктурных материалов (меди и алюминия) с высокой энергией дефекта упаковки.
- 3. Новый механизм двойникования в этих материалах путем расщепления сегмента границы зерен с последующей миграцией новой границы, оставляющей за собой пару когерентных двойниковых границ.
- 4. Пластическая деформация наноструктурных меди и алюминия движением преимушественно частичных лислокаций.

Рассчитаны матрицы (векторы) переориентации и тензоры дисторсии в полосах локализации и двойниках деформации, формирующихся в условиях реализации различных вариантов (систем) обратных превращений. Развиты представления о необходимости учета при анализе вопросов их образования однородной деформации превращения Бейновского типа и нормальных компонент тензора локальных напряжений.

Показано, что наиболее важными факторами реализации пластической деформации механизмами локальных обратимых МП являются низкая дислокационная активность и высокий уровень локальных внутренних напряжений, являющихся источниками фазовой нестабильности в зонах превращений и новых высокоэнергетических носителей деформации и переориентации кристалла: микрообъемов неравновесных фазово-структурных состояний с наличием в пространстве междоузлий исходных (стабильных) фаз новых динамических (существующих лишь в процессе деформации в полях высоких локальных напряжений) разрешенных состояний – узлов мартенситных фаз, кооперативным движением атомов через которые осуществляется пластическая деформация и переориентация кристалла.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования $P\Phi$ и CRDF в рамках программы BRHE (проект № 016-02).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni-Fe-Ga

Панченко Е. Ю., Твердохлебова А. В., Чумляков Ю. И., Тимофеева Е. Е.

Сибирский физико-технический институт им. В.И. Кузнецова, Томск, panchenko@spti.tsu.ru

В данной работе на [001] монокристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ (ат.%) проведено исследование влияния термических обработок на температуры M_s , M_f прямого и A_s , A_f обратного $L2_1$ – $L1_0$ МП, критические напряжения мартенситного сдвига, эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ) при деформации растяжением. Монокристаллы $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ исследовали в трех структурных состояниях: А – после роста, без дополнительной термообработки; В – отжиг при 1373 К, 3 ч, закалка в воду; С – отжиг при 1373 К, 3 ч, закалка в воду, отжиг 1043 К, 1 ч, закалка в воду. Установлено, что высокотемпературная фаза в кристаллах A, B и C имеет $L2_1$ -структуру.

Экспериментально показано, что ферромагнитные монокристаллы Ni-Fe-Ga, в которых за счет термических обработок можно варьировать характеристики термоупругих МП, являются перспективными материалами для изучения и дальнейшего практического применения магнитного ЭПФ. Во-первых, в [001] монокристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ во всех структурных состояниях (A, B, C) наблюдаются низкие значения критических напряжений мартенситного сдвига $\sigma_{0.1} = (4 \div 7)$ МПа при $T < M_f$. Это свидетельствует о малых силах трения при движении межвариантных и двойниковых границ в мартенсите под действием нагрузки и является необходимым условием для проявления магнитного ЭПФ. Во-вторых, в монокристаллах А ($M_s = 275 \text{ K}$) наблюдается термоупругое МП 1-го рода ($A_s > M_s$), которое характеризуется узкими температурными интервалами прямого и обратного превращения $\Delta_1 = \Delta_2 = 3 \div 4$ К. Отжиги в кристаллах В и С приводят к увеличению температур МП до $M_s = 305$ К (кристалл В), $M_s = 310$ К (кристалл C) и температурных интервалов прямого Δ_1 и обратного Δ_2 МП до $20 \div 25$ К. Монокристаллы В и С испытывают МП 2-го рода ($A_s < M_s$). Значит, обратное МП в данных кристаллах развивается за счет запасенной упругой энергии в условиях противодействующей химической движущей силы МП и, как показывает термодинамический анализ, величина запасенной упругой энергии ΔE_{ν} значительно превышает величину рассеяния энергии ΔE_d при МП ($\Delta E_v/\Delta E_d = 4,1\div 4,7$). В-третьих, монокристаллы A характеризуются большой обратимой деформацией $\varepsilon = (8.4 \pm 0.5)\%$ при реализации ЭПФ и СЭ, широким температурным интервалом проявления СЭ $\Delta T_{\text{C2}} = 180 \text{ K}$ и узким механическим гистерезисом $\Delta \sigma$, который немонотонно изменяется с температурой: $\Delta \sigma = 12 \ \text{M}\Pi a$ при T < 318 K, $\Delta \sigma = 30 \text{ M}\Pi a$ при T = 318 K и затем уменьшается с ростом температуры до $\Delta \sigma = 10 \text{ M}\Pi a$ (T = 423 K). В кристаллах В и С по сравнению с кристаллами А величина ЭПФ $\varepsilon_{\Theta\Pi\Phi} = (8.9 \pm 0.5)\%$ не изменяется, однако наблюдается уменьшение величины СЭ до $\varepsilon_{\text{СЭ}} = (4.8 \pm 0.5)\%$, температурного интервала СЭ и рост величины механического гистерезиса до $\Delta \sigma = 50 \div 60 \text{ M}$ Па. Температурной зависимости $\Delta \sigma$ в кристаллах В и С не обнаружено.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта CRDF, RUE1-2690-TO-05, гранта $P\Phi\Phi U = 05-08-17915$.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В [001] ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Co-Ni-Al ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ И СЖАТИЕМ

Овсянников А. В., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И., Чусов С. А.

Сибирский физико-технический институт им. В.И. Кузнецова, Томск, alexseyto@mail2000.ru

На ферромагнитных [001] монокристаллах $Co_{40}Ni_{33}Al_{27}$ (ат.%) исследована зависимость деформирующих напряжений, эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) от термической обработки и способа деформации – растяжение/сжатие. Экспериментально показано, что термическая обработка позволяет управлять температурами начала и конца прямого M_S , M_F и обратного A_S , A_F мартенситного превращения (МП), температурным гистерезисом, прочностными характеристиками высокотемпературной B2-фазы. По зависимости электросопротивления от температуры определены температуры B2-L1₀ МП для закаленных от 1623 К в воду монокристаллов (M_S = 266 K, M_F = 250 K, A_S = 275 K, A_F = 298 K). Медленное охлаждение на воздухе от 1623 К приводит к снижению температур МП (M_S = 197 K, M_F = 145 K, A_S = 165 K, A_F = 251 K) и к увеличению температурного гистерезиса на 22 К.

Установлено, что в [001] монокристаллах $Co_{40}Ni_{33}Al_{27}$ в закаленном состоянии при деформации растяжением ЭПФ $\epsilon_{\Theta\Pi\Phi}=6.5\pm0.5\%$ и СЭ $\epsilon_{C\Theta}=3.9\pm0.5\%$, а при деформации сжатием величина ЭПФ и СЭ уменьшается $\epsilon_{\Theta\Pi\Phi}=3.7\pm0.5\%$ $\epsilon_{C\Theta}=2.7\pm0.5\%$. Максимальная величина ЭПФ $\epsilon_{\Theta\Pi\Phi}$ как при деформации растяжением, так и при деформации сжатием меньше теоретически рассчитанных значений деформации решетки для B2-L10 МП (при растяжении $\epsilon_{Teop}=9\%$, при сжатии $\epsilon_{Teop}=5\%$), что связано с выделением γ -фазы, не испытывающей МП. Охлаждение на воздухе делает образцы хрупкими при деформации растяжением, при деформации сжатием величина ЭПФ $\epsilon_{\Theta\Pi\Phi}=3\pm0.5\%$ и СЭ $\epsilon_{C\Theta}=2\pm0.5\%$ оказывается меньше, чем в закаленных монокристаллах.

В закаленных [001] монокристаллах $Co_{40}Ni_{33}Al_{27}$ при деформации растяжением наблюдается высокотемпературная СЭ в широком температурном интервале $\Delta T_{\rm C9}=373\div593~{\rm K}=220~{\rm K},$ а при деформации сжатием температурный интервал СЭ сдвигается в сторону более низких температур и сокращается в 2 раза $\Delta T_{\rm C9}=318\div423~{\rm K}=105~{\rm K}.$ В охлажденных на воздухе [001] монокристаллах $Co_{40}Ni_{33}Al_{27}$ СЭ наблюдается в более узком температурном интервале, $\Delta T_{\rm C9}=318\div393~{\rm K}=75~{\rm K}$ при деформации сжатием. Обнаружено, что температура начала СЭ оказывается выше A_F и определяется соотношением: $T>A_F+\sigma_{0,1}(M_S)dT/d\sigma$. Для закаленных монокристаллов $Co_{40}Ni_{33}Al_{27}$, испытанных на растяжение $T_{\rm C91}=A_F+75=373~{\rm K}$ выше, чем у образцов, испытанных при сжатии $T_{\rm C91}=A_F+20=318~{\rm K},$ так как величина $dT/d\sigma=1,67~{\rm K/M\Pi a}$ при растяжении выше, чем при деформации сжатием $dT/d\sigma=0,48~{\rm K/M\Pi a},$ а уровень напряжений $\sigma_{0,1}(M_S)$ слабо зависит от способа деформации.

Таким образом, способ деформации – растяжение/сжатие и термообработка определяют механические и функциональные свойства ферромагнитных монокристаллов $Co_{40}Ni_{33}Al_{27}$. При деформации растяжением величина ЭПФ и СЭ больше, а интервал наблюдения СЭ в 2 раза шире, чем при деформации сжатием.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта CRDF, RUE1-2690-TO-05, гранта РФФИ — 05-08-17915, гранта № 16-04-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНиО «Интелс»

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕМ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Захарова Е. Г., Чумляков Ю. И., Тукеева М. С.

Сибирский физико-технический институт им. акад. В. Д. Кузнецова, Томск, zakharova_e@spti.tsu.ru

На монокристаллах сталей Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (мас.%) проведены исследования закономерностей и механизмов пластической деформации при растяжении в интервале температур T=77-300 К.

Показано, что в [011], $[\overline{1}44]$, $[\overline{1}11]$ монокристаллах стали Fe–13Mn–1,3C сочетание высокого уровня сил трения при легировании углеродом (1,3мас.%) с низкой энергией дефекта упаковки 0,023 Дж/м² после небольшой деформации скольжением ε≤0,5% приводит к смене механизма деформации от скольжения к двойникованию. Установлено, что число действующих систем сдвига определяет скорость упрочнения θ при двойниковании: развитие двойникования в первичной системе $[\overline{2}11](111)$ сопровождается близким к нулю θ , обусловленным эффектом динамического разупрочнения – двойники, двигаясь в первичной системе, не испытывают сопротивления своему движению со стороны вторичных систем сдвига. Активация нескольких систем двойникования приводит к росту θ за счет эффекта статического упрочнения, вызванного взаимодействием двойникования в нескольких системах одновременно. Легирование алюминием подавляет двойникование на ранних стадиях деформации в [011], $[\overline{1}44]$, [111] кристаллах за счет повышении энергии дефекта упаковки. Наблюдается планарная дислокационная структура – мощные плоские скопления дислокаций деформацией трансформируются скольжения, которые мультиполи дислокационные стенки.

Установлены факторы, определяющие тип развивающейся дислокационной структуры при скольжении в монокристаллах сталей Fe-13Mn-1,3C и Fe-13Mn-2,7Al-1,3С: энергия дефекта упаковки, уровень сил трения, разрушение и восстановление ближнего порядка Mn-C, Al-C. Показано, что уменьшение диффузионной подвижности углерода при легировании алюминием приводит к изменению типа структуры от однородного распределения дислокаций в стали Fe-13Mn-1,3C к планарной структуре с мощными плоскими скоплениями и мультиполями в стали Fe-13Mn-2,7Al-1,3C. В [123] ориентации стали Fe-13Mn-1,3С с предела текучести действует одна система скольжения и с ростом деформации при e = 20 - 30% происходит переход от скольжения в одной системе к двойникованию. Это подтверждается при исследовании прецессии оси монокристаллов, дислокационной структуры: до $e \approx 20\%$ наблюдается однородное распределение дислокаций скольжения, при e > 20% – двойникование и скольжение одновременно. Легирование алюминием подавляет двойникование в монокристаллах [$\overline{123}$] стали Fe–13Mn–2,7Al–1,3C. Локализация скольжения при e < 15% (образование плоских скоплений) отвечает за низкую скорость упрочнения на I стадии деформации [$\overline{1}23$] кристаллов, по сравнению с θ при скольжении в стали Fe–13Mn–1,3C. При переходе к стадии II упрочнение такое же, как при взаимодействии скольжения и двойникования в $[\overline{1}23]$ монокристаллах стали Fe–13Mn–1,3C.

Понижение температуры испытания до 77 К в сталях Fe–13Mn–1,3C, Fe–13Mn–2,7Al–1,3C приводит к достижению высокопрочного состояния и к развитию деформации двойникованием при $e \ge 1\%$ во всех исследуемых ориентациях.

СТРУКТУРНАЯ ОБУСЛОВЛЕННОСТЬ УПРУГО-ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ВОЛОКОН, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГЕЛЬ-ФОРМОВАНИЯ

Пахомов П. М., Хижняк С. Д., Голикова А. Ю., Галицын В. П.*

Тверской государственный университет, Тверь, <u>Pavel.Pakhomov@tversu.ru</u>

*НИИ синтетического волокна, Тверь,

Производство химических волокон из гибкоцепных полимеров с высокими механическими характеристиками является важнейшей проблемой физики и технологии полимеров. Существенный прогресс в указанном направлении произошел в результате внедрения в технологию переработки полимеров метода гель-формования. Прочностные показатели готовых волокон на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) с помощью такой процедуры были повышены на целый порядок и стали составлять ~10% от теоретического предела. Дальнейшего увеличения упругопрочностных характеристик таких волокон можно достичь только в результате комплексного исследования их структуры и механических свойств на всех стадиях технологического процесса, важнейшей из которых является стадия ориентационного вытягивания.

В связи с этим, целью настоящей работы являлось изучение структурных перестроек при ориентационном упрочнении гель-волокон СВМПЭ с помощью методов ИК и низкочастотной рамановской спектроскопии, рентгеновской дифракции и термического анализа.

Объектами исследования служили полифиламентные нити СВМПЭ (M_w = 1,9x10⁶) с различной кратностью вытягивания, полученные на опытно-промышленной установке НИИ синтетического волокна из 3% раствора полимера в вазелиновом масле [1]. Условия и детали записи оптических спектров, рентгенограмм, термограмм плавления и механических испытаний волокон СВМПЭ подробно изложены в работах [2,3].

В результате ориентационного вытягивания в оптимальных условиях удалось получить полифиламентную нить СВМПЭ с рекордной прочностью 4,0–4,3 ГПа и модулем упругости 130–160 ГПа. Структурные исследования показали, что в неориентированной нити кристаллическая фаза преимущественно состоит из ламелярных кристаллитов на складчатых цепях. По мере увеличения кратности вытягивания в нити растет степень ориентации и содержание транс-сегментов цепей, увеличивается в объеме "жесткая аморфная фаза", растет степень кристалличности. Иными словами, ориентационное вытягивание ведет к распрямлению складок в ламелярном кристаллите, росту кристаллической непрерывности вдоль оси волокна и, как следствие, увеличению его упруго-прочностных показателей. На основе полученных данных предложена структурная модель слабо и высокоориентированного волокна СВМПЭ.

- 1. Галицын В.П., Напасников В.П., Микушев А.Е. // Патент РФ. 1993.№1.796.689.
- 2. Pakhomov P.M., Khizhnyak S.D., Reuter H., Galitsyn V.P., Tshmel A.E. // Polymer. 2003. V.44. P.4651.
- 3. Пахомов П.М., Хижняк С.Д., Голикова А.Ю., Галицын В.П. // Физика твердого тела. 2005. Т.47, №6. С.994.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ФАЗОВОМ α - β ПЕРЕХОДЕ В СИСТЕМЕ Pd-H

Волынцев А. Б., Шилов А. Н.

Пермский государственный университет, Пермь, ashilov@psu.ru

Известно, что насыщение гидридообразующих металлов, находящихся под нагрузкой, водородом приводит к многократному (на несколько порядков) ускорению эффектов ползучести, релаксации напряжений и обратного механического последействия [1]. Интенсификация всех этих процессов связана с целым комплексом малоисследованных физических явлений. Среди причин, которые могут инициировать перечисленые явления, как правило, называют три — это пластичность превращения, которую связывают с размягчением материала в области перемещающейся межфазной границы твердый раствор — гидрид [1]; фазовый наклеп, который обусловлен внутренними микронапряжениями, порожденными размерным и структурным несоответствием гидридных включений и матрицы [1–2] и ориентированность фазовых превращений, когда зародыши гидридной фазы, возникающие при насыщении металлов водородом, растут преимущественно по определенным кристаллографическим направлениям.

В настоящей работе методом численного эксперимента исследован процесс роста зародышей β -фазы, когерентно связных с α -матрицей, в системе Pd–H. Используется модель континуального распределения дислокаций с циклическими граничными условиями. Учитывается дальнодействующее упругое взаимодействие дислокаций. Анализируется режим испытаний материала при постоянной величине нагрузки ($\sigma = const$) в условиях непрерывной закачки водорода.

Исследуется процесс пластической деформации, когда на его течение оказывают влияние различные факторы, способные инициировать этот процесс (пластичность превращения, фазовый наклеп, ориентированность зародышей относительно направления внешней нагрузки), как в отдельности, так и при их совместном воздействии.

В ходе исследований было проведено большое количество вычислительных экспериментов с различной величиной эксцентриситета зародышей новой фазы и различной их ориентацией относительно направления приложенной внешней нагрузки. Как частный случай рассматривается рост круглых включений второй фазы, при котором практически полностью исключается механизм ориентированного фазового превращения в силу симметрии процесса. Для расчета микронапряжений, создаваемых включениями β-фазы и обусловливающих фазовый наклеп, используется модель псевдодислокаций, предложенная А. Б. Волынцевым [2]. Пластичность превращения моделируется как создание условий, облегчающих пластическое течение материала на границе раздела фаз.

Показано, что в процессе пластического течения в условиях фазового превращения наблюдаются мощные синергические эффекты, связанные с изменением физических свойств материала при насыщении его водородом.

- 1. Спивак Л. В., Скрябина Н. Е., Кац М. Я. Водород и механическое последействие в металлах и сплавах. Пермь, 1993. 343 с.
- 2. Волынцев А. Б. Наследственная механика дислокационных ансамблей. Компьютерные модели и эксперимент. Иркутск. 1990. 288 с.

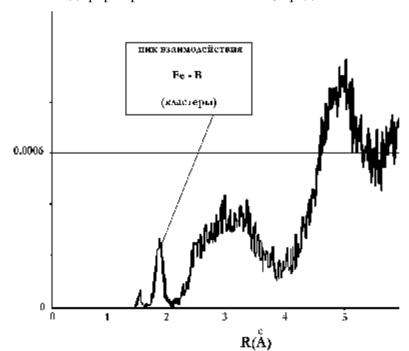
МЕХАНИЗМ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ АТОМОВ БОРА В АМОРФНОМ СПЛАВЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ И ТЕМПЕРАТУРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Волкова И. Б., Баранов М. А., Баянкин В. Я.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, less@fti.udm.ru

В работе проведено компьютерное моделирование процессов перераспределения в поверхностных слоях аморфного сплава системы металл-металлоид при деформационном и низкотемпературном воздействии, сравнение с данными эксперимента. Среди устойчивых закономерностей при деформационных воздействиях с наличием градиента напряжений общих для всех экспериментальных данных можно выделить направленное перемещение подразмерных атомов (металлоидов) в область сжатия (из области расширения). Анализ результатов двух серий (по деформированию и низкотемпературному воздействию) компьютерных экспериментов позволяет сделать вывод о том, что миграция атомов бора в материале происходит в составе кластеров.

Под кластерами в данном случае подразумеваются чистые (В) или смешанные (В– Fe) группировки атомов устойчивые в процессе проведения компьютерного эксперимента. Подтверждением этого является общий график ФРРА атомов исследуемой системы в недеформированном состоянии, представленный на рис. Можно предположить,



что в реальном аморфном сплаве существует нечто подобное (стехиометрия у Fe-Fe₂В или Fe₃В широко известна). Поэтому можно предположить. что реальном аморфном теле существуют кластеры со структурой, полученной в процессе МД-моделирования. Следует подчеркнуть, что как в реальном аморфном сплаве, так и в имитируемой пленке остается большое количество атомов железа, не захваченных кластерами. Для иллюстрации всего выше сказанного в работе приве-

дены рисунки из молекулярной динамики. В соответствии со значением пика кластеров Fe—В на общей ФРРА, на рисунке выделены имеющиеся в кристаллите кластеры. Кроме того, детальное наблюдение за некоторыми отдельными кластерами, позволило представить динамику движения в деталях. Вывод о том, что миграция атомов металлоида в АМС происходит в составе металл-металлоидных кластеров путем пограничной диффузии атомов матрицы, послужил отправной точкой для применения теории движения макроскопических включений в твердых телах, разработанной М. А. Кривоглазом и Я. Е. Гегузиным. Для успешного применения данной теории используется предположение о наличии границ (планарных образований) вокруг кластеров.

Предложенная модель в совокупности с теорией М. А. Кривоглаза и Я. Е. Гегузина позволила не только единообразно описать процессы миграции компонентов системы, но и рассчитать кинетические коэффициенты, согласующиеся с литературными данными и оценками, сделанными в рамках компьютерных экспериментов.

О ЛОКАЛИЗАЦИИ ОЧАГОВ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА МЦУ СПЛАВА ЭП741НП

Фишгойт А. В., Хрущов М. М., Шашурин Г. В.*

ЦИАМ им. П.И. Баранова, Москва, * ИМАШ им. А.А. Благонравова РАН, Москва, goshasuper1@rambler.ru

В работе приведены результаты испытаний на МЦУ при повышенных температурах гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП. Методами электронной сканирующей микроскопии установлено, что основным источником зарождения разрушения служат керамические включения различной формы и локализации в образце, причем в зависимости от локализации включений процесс малоциклового разрушения образца может заканчиваться как выходом усталостной трещины на поверхность образца, так и глубинным расположением усталостной трещины без ее выхода на поверхность.

С использованием двухпараметрического критерия прочности

$$\left(\frac{R_0^{\alpha}(r^*)}{K_{IC}}\right)^{\alpha} + \left(\frac{\sigma}{\sigma_B}\right)^{\beta} = 1,$$

где R_I^{\bullet} — условный КИН на фронте центральной круговой трещины в образце, σ — наибольшее значение напряжений в цикле нагружения, K_{IC} и σ_B — трещиностойкость и предел прочности сплава ЭП741НП, α , β — некоторые параметры, установлен критический размер трещины r^* , которая приводит к разрушению образца.

Будем считать, что керамическое включение, попавшее в кольцо с внешним радиусом, равным радиусу образца R, и внутренним радиусом, равным $R-r^*$, приводит к зарождению и развитию трещины, выходящей на поверхность образца. С учетом того, что распределение включений в образце отвечает закону Пуассона, становится возможным рассчитать отношение долей изломов образцов с разными типами трещин малоцикловой усталости: как выходящих, так и не выходящих на поверхность образца.

Результаты расчетов хорошо согласуются с данными экспериментов по локализации очагов разрушения и типам образующихся усталостных трещин.

Исследование выполнено при поддержке РФФИ, проект № 05-08-33649-а.

ПОЛУЧЕНИЕ ОГНЕУПОРНОГО КОМПОЗИТА «КАРБИД ТИТАНА–ШАМОТ» И СОТОВОГО ФИЛЬТРА НА ЕГО ОСНОВЕ МЕТОДОМ СВС

Самборук А. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Sunnysamboruk@mail.ru

Разработан способ получения огнеупорного композита «карбид титана—шамот» и сотового фильтра на его основе с использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Способ сочетает операции порошковой металлургии по формованию шихтовой заготовки сотовой структуры и синтез в режиме горения композиционного материала с сохранением формы шихтовой заготовки. Исходная шихта состоит из титана, углерода (сажа) и каолина. Образование карбида титана TiC происходит при экзотермической реакции Ti + C = TiC, образование шамота — при высокотемпературном нагреве каолина. Кроме того, каолин является пластификатором шихты при формовании шихтовой заготовки сотовой структуры.

Обоснована необходимость термической обработки по обезвоживанию каолина и предотвращения парообразования при горении шихты. Предложено за счет подогрева шихтовой заготовки обеспечить совмещение в одной стадии сначала термообработки каолина, а затем инициирование процесса СВС. Оптимальная температура подогрева находится в пределах 600–650 °С. Инициирование СВС осуществляется в процессе подогрева шихты порошком титана марки ПТОМ с температурой самовоспламенения 580–600 °С.

Установлена ведущая роль "легкоплавкой" каолиновой связки в обеспечении жидкофазного спекания в волне горения и получении высокоплотных продуктов синтеза. Выполнена серия термодинамических расчетов по влиянию содержания каолина на адиабатическую температуру горения, равновесный состав и агрегатное состояние продуктов синтеза. Согласно результатам расчета, продукты синтеза состоят из карбида титана и оксидов алюминия и кремния (шамота). Установлено, что температурный предел горения наступает при содержании в шихте примерно 48% (по массе) каолина. В зависимости от содержания каолина выявлены три характерные области, отличающиеся агрегатным состоянием оксидных фаз при адиабатической температуре горения. Согласно результатам расчетов, для обеспечения жидкофазного спекания максимальное содержание каолина в СВС-шихте не должно превышать 45% по массе.

Разработана опытная технология формования методом экструзии шихтовых блоков сотовой структуры. Экструдированию подвергается шликерная масса на основе силиката натрия с низким сопротивлением деформации и малой нагрузкой на формообразующую фильеру. Упрочнение экструдированного блока производится путем химического отверждения в растворе хлористого магния. Проведены исследования формуемости шихты Ti–C-каолин. Установлено, что для формования качественного шихтового блока без разрывов и трещин содержание каолина в шихте должно составлять не менее 40% (по массе).

Изготовлена опытная партия сотовых фильтров из CBC-керамики "TiC-шамот" с размером квадратной ячейки 1,4 мм и толщиной стенки 0,4 мм. Испытания в условиях чугунолитейного производства ABTOBA3а показали высокую термостойкость и чугуноустойчивость нового огнеупорного композита.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Деревягина Л. С., Панин В. Е., Стрелкова И. Л.

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

Исследованы закономерности развития неоднородного пластического течения и обусловленный этим характер разрушения плоских образцов стали с поверхностно упрочненным азотированным слоем. Для количественной оценки зон локализованной деформации, инициированных образующимися при деформации трещинами в покрытии, их роста и последующего взаимодействия использовали оптико-телевизионный измерительный комплекс высокого разрешения. Рассчитывали поля векторов смещений для разных стадий деформации и проводили локальные количественные оценки прошедшего в образцах формоизменения в величинах линейных и сдвиговых компонент дефор-

мации:
$$\varepsilon_x = \frac{\partial U}{\partial x}$$
, $\varepsilon_y = \frac{\partial V}{\partial y}$, $\varepsilon_{xy} = \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial V}{\partial x}$, и интенсивности деформации:
$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \ .$$

Исследовали плоские образцы стали марок 65X13 и 12X1МФ с азотированными боковыми (тип I) или лицевыми (тип II) гранями с соотношением толщин покрытия к основе $0,01>\frac{h_{no\kappa}}{h_{ocu}}\geq 0,1$.

Обнаружено, что на лицевой грани образцов типа I с соотношением $h_{no\kappa}/h_{och} < 0,01$ в основном материале растрескивание покрытия инициирует зоны локализованной деформации типичной двухлепестковой формы. При малых деформациях зоны малы по величине. По мере роста деформации они увеличиваются в размере и перекрываются с соседними, расположенными на одной грани образца. Площадь, занимаемая зонами локализованной деформации, составляет $\sim 1/4$ часть от всей площади лицевой грани. Остальные 3/4 площади деформируются примерно равномерно с меньшей скоростью. Пластичность и разрушение такого образца, путем образования симметричной шейки, мало отличаются от образца не азотированного.

При малой степени деформации для образцов типа II с $h_{now}/h_{ocn} \le 0,05$ неоднородный характер пластического течения качественно подобен наблюдаемому в образцах типа I. При увеличении деформации взаимодействуют зоны, расположенные на противоположных гранях образца. В итоге такого взаимодействия формируется полоса локализованного сдвига под углом 45° к оси растяжения. В полосе, проходящей по всему поперечному сечению образца, наблюдается максимальная интенсивность скорости деформации. Разрушение сдвигом происходит вдоль этой полосы. Пластичность до разрушения такого образца примерно в 3 раза меньше, чем не азотированного.

Для случая $h_{now}/h_{ocn} \ge 0,1$ периодическое растрескивание упрочненного слоя происходит путем последовательного развития полос локализованной деформации, проходящих через все сечение основного материала. Ввиду крайне неоднородного характера пластического течения образца с толстым покрытием, его пластичность до разрушения, по сравнению с не азотированным образцом, мала. Поскольку в толстом покрытии зародившаяся трещина является сильным концентратором напряжений, то разрушается такой образец нормальным отрывом.

Проведенный анализ позволяет обобщить полученные результаты с единой позиции о взаимосвязи деформации и разрушения.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Быков П. В., Гильмутдинов Ф. З., Баянкин В. Я.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, less@fti.udm.ru

Многие детали, узлы машин и целые конструкции в процессе эксплуатации постоянно подвергаются знакопеременным нагрузкам, много меньших предела текучести материалов, под действием которых с поверхности развиваются трещины, приводящие, в конце концов, к разрушению изделия. Так как при изгибе амплитуда возникающих в материале напряжений максимальна в поверхностном слое, то изменения состава и микроструктуры поверхностных и приповерхностных слоев материала путем ионной имплантации может влиять на динамику образования и развития трещины. Таким образом, ионное облучение может оказывать влияние на усталостную прочность материалов. Однако остается до конца невыясненным вопрос о влиянии параметров облучения (доза, плотность тока и энергия ионов) и критерии выбора типа внедряемых ионов на увеличение усталостной прочности металлов и сплавов.

Целью данной работы является сравнительное исследование влияния плотности ионного тока (10–50 мкA/см 2) и дозы ($10^{15}-5\cdot10^{16}$ ион/см 2) облучения ионами Si $^+$ и Ar $^+$ на механические свойства и состав поверхности псевдо- α -титановых сплавов ОТ4 и ОТ4-1.

Выявлено изменение усталостной прочности образцов титанового сплава ОТ4-1 в зависимости от дозы имплантированных ионов Si^+ и Ar^+ . Максимальное увеличение усталостной прочности происходит при дозе облучения ионами кремния $\mathrm{10^{16}}$ ион/см². Увеличение усталостной прочности исследованного сплава обусловлено изменением состава и структуры поверхностных слоев, а так же сглаживанием поверхности и залечиванием микротрещин при ионной имплантации.

Ионная имплантация приводит к возрастанию микротвердости на 10– $30\,\%$, в зависимости от дозы внедренных атомов. Микротвердость достигает максимума при облучении с дозой $10^{16}\,\mathrm{нoh/cm}^2$, как ионами кремния, так и ионами аргона.

Перераспределение компонентов сплава в тонких поверхностных слоях в процессе облучения ионами Ar^+ и Si^+ обусловлено явлениями распыления и радиационно-индуцированной сегрегации. Для титанового сплава OT4-1 при E=40 кэВ и j=10 мкА/см 2 предельно допустимой дозой облучения ионами Si^+ является $\operatorname{10}^{16}$ ион/см 2 .

Выявлено изменение усталостной прочности образцов титанового сплава ОТ4 в зависимости от плотности тока ионов $\mathrm{Si}^{^{+}}$ и $\mathrm{Ar}^{^{+}}$. Максимальное увеличение усталостной прочности происходит при облучении ионами кремния с плотностью 10 и 30 мк $\mathrm{A/cm}^2$, а ионами аргона с плотностью 10 и 50 мк $\mathrm{A/cm}^2$. Увеличение усталостной прочности исследованного сплава может быть связано с изменением состава и дефектной структуры поверхностных слоев, образцов и сглаживанием поверхности при ионной имплантации, что обуславливает процесс изменения механизма зарождения и развития трещины.

Ионная имплантация приводит к возрастанию микротвердости на 20–60 %, в зависимости от плотности тока и типа ионов. Микротвердость достигает максимума при облучении с плотностью тока 10 мкA/cm^2 , как ионами кремния, так и ионами аргона.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ AI СПЛАВЫ С ХРОМОМ И ЦИРКОНИЕМ

Бродова И. Г., Ширинкина И. Г.

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

Методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа установлены закономерности формирования нанокристаллической структуры в тройном Al–Cr–Zr сплаве путем совместного действия быстрой закалки расплава и интенсивной пластической деформации (ИПД). Суммарное содержание тугоплавких компонентов в сплавах варьировалось от 2 до 4%. В качестве модельных материалов были исследованы бинарные композиции. После быстрой закалки расплава исследуемые сплавы представляли собой двухфазный материал, состоящий из частично пересыщенного Cr и Zr твердого раствора на основе Al и стабильных Al₇Cr и метастабильных Al₃Zr алюминилов.

Интенсивная пластическая деформация осуществлялась в ИФПМ-УГАТУ (г. Уфа) сдвигом под высоким квазигидростатическом давлении в широком интервале степеней деформации (e = 1,46-7,2).

По данным рентгеновского фазового анализа и по изменению параметра решетки матрицы установлена кинетика растворения алюминидов разных состава, размеров и типа кристаллической решетки при различных режимах ИПД. Показано, что степень легированности матрицы значительно возрастает при e > 6,7.

Расчет среднего размера микрокристаллитов по темнопольным электронномикроскопическим снимкам показал, что при ИПД двухфазных сплавов образуется субмикрокристаллическая структура (d=200–250 нм). Переход к тройным композициям позволяет получать при тех же степенях деформации наноразмерные микрокристаллиты (d=70 нм). Определено, что формирование нанокристаллической структуры начинается при e=4,5. С ростом e средний размер микрокристаллитов меняется незначительно, а однородность материала повышается.

Построена зависимость твердости сплавов от e и проведено сравнение этих зависимостей от состава сплава. Так, установлено, что для всех композиций рост твердости наблюдается уже при осадке (e=1,46), а при $e\leq 4,5$ увеличивается вдвое по сравнению с быстрозакаленным состоянием. Дальнейшее повышение степени деформации приводит к немонотонному росту твердости до максимальных значений 1300–1700 МПа.

Таким образом, на основании многоплановых исследований структурообразования в быстрозакристаллизованном тройном Al–Cr–Zr сплаве, подвергнутом ИПД, установлена возможность создания перспективного термически упрочняемого наноструктурного материала с высокой твердостью.

Работа выполнена при частичной поддержке фонда РФФИ (проект №04-03-96139)

СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ГЦК СПЛАВОВ ЗАМЕЩЕНИЯ И ВНЕДРЕНИЯ

Эфрос Б. М, Лоладзе Л. В., Заика Т. П., Эфрос Н. Б., Варюхин В. Н.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина, efros@ukr.net

Развитие современной техники связано с использованием новых высокопрочных материалов. Поэтому ГЦК сплавы замещения и внедрения, благодаря своему уникальному комплексу свойств (высокий уровень прочности, повышенные пластичность и вязкость разрушения, высокая коррозионная стойкость, немагнитность и др.), являются перспективными материалами для использования в различных областях промышленности. Известно, что существенное повышение прочностных свойств ГЦК сплавов замещения и внедрения может быть достигнуто путем суперпозиции различных механизмов упрочнения, например, твердорастворного, зернограничного, дисперсионного и деформационного (дислокационного) механизмов.

В этой связи, целью настоящей работы являлся поиск оптимальных концентраций азота и рациональных параметров термомеханической обработки азотсодержащих аустенитных сплавов, которые в суперпозиции должны обеспечивать высокий уровень свойств.

В качестве объектов исследования были выбраны аустенитные сплавы на основе Fe–Cr–Mn–твердого раствора замещения и внедрения, имеющие критические точки $M_{\rm H}$ и $M_{\rm J}$ ниже комнатной температуры, в которых концентрация азота варьировалась до 0,8 мас.%. В качестве методов предварительной пластической деформации использовались как одноосное растяжение, так и гидроэкструзия со степенями логарифмической деформации e=0-0.7.

В работе показано, что с ростом концентрации азота в сталях данного класса характеристики прочности увеличиваются практически линейно в соответствии с моделью Фриделя. В результате проведенного исследования также было показано, что величина зернограничного коэффициента $K_{\rm V}$ с увеличением концентрации азота возрастает в изученных сплавах. При этом вклад зернограничного упрочнения в исследованном интервале размера зерна $d_{\rm 3}$ в данных сплавах заметно меньше, чем величина вклада твердорастворного упрочнения. Полученные результаты свидетельствуют, что гидроэкструзия вызывает значительный рост прочностных свойств азотсодержащих аустенитных сплавов, однако при этом показатели пластичности несколько снижаются, но остаются на достаточно высоком уровне.

В цикле баротермомеханической обработки образцы азотсодержащих аустенитных сплавов после гидроэкструзии подвергались термической обработке – старению в интервале температур $T_{\rm crap} = 400 - 800$ °C с выдержкой $\tau_{\rm crap}$ до 10 ч.

В результате проведенных исследований было определено соотношение вкладов различных механизмов (твердорастворный, зернограничный, дисперсионный и дислокационный (деформационный)) в суммарное упрочнение азотсодержащих аустенитных сплавов.

Полученные результаты позволили установить оптимальные режимы баротермомеханической обработки, позволяющие обеспечить максимальный комплекс механических свойств азотсодержащих аустенитных сплавов.

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГАЗОВОЙ ПЛАЗМЫ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЁРДОГО СПЛАВА

Выбойщик М. А., Акифьев В. А., Полунина О. В.

TГУ, OAO «ABTOBA3», Тольятти, VA.Akifev@vaz.ru

В настоящее время для внутрикамерной ионной газовой очистки поверхности инструмента перед нанесением покрытия широко используются источники газовой плазмы с горячим катодом типа Кауфмана [1]. Подобные источники низкоэнергетичных ионов широко эксплуатируются в ОАО «АВТОВАЗ» для внутрикамерной подготовки поверхности, диффузионной обработки и ассистирования газовой плазмой при конденсации износостойкого слоя.

В данной работе исследовалась возможность поверхностной модификации инструмента из различных марок твёрдых сплавов (вольфрамовых (ВК), титановольфрамовых (ТК), титанотанталовольфрамовых (ТТК), безвольфрамовых (БВТС) за счёт использования низкоэнергетичных ионных пучков.

Анализ распределения микротвёрдости твёрдого сплава, подвергнутого ионной бомбардировке Ar при токе разряда 60 A и напряжении смещения на подложке 300 B показал, что микротвёрдость увеличивается монотонно к поверхности инструмента на 50–70% по сравнению с твёрдостью основы для всех исследуемых марок твёрдых сплавов.

Глубина упрочнённого слоя, определённая по изменению микротвёрдости на поперечных шлифах, составила 8—14 мкм для сплавов ВК6, ТТ10К8Б, Т8К7 и 17—20мкм — для безвольфрамового твёрдого сплава Т80.

Анализ полученных результатов показывает, что глубина упрочнённого слоя при изменении напряжения смещения $U=36{\text -}1500~{\rm B}$ и времени бомбардировки $t=15{\text -}60$ мин для всех исследуемых сплавов изменяется незначительно.

При увеличении удельной энергии ионного потока (на примере сплава Т8К7) наблюдается снижение микротвёрдости с поверхности.

По мере увеличения времени бомбардировки в диапазоне 15–60 мин при $U=const=300~\mathrm{B}$ наблюдалась очистка и сглаживание структуры поверхности сплавов, причём эффект воздействия усиливался со временем. Доказано, что влияние ионной бомбардировки на поры $>20~\mathrm{mkm}$ менее благоприятно вследствие "растравливающего эффекта", приводящего к увеличению диаметра и глубины микропоры.

Проведённый анализ микроструктуры сплавов всех групп и обобщённая классификация дефектов позволяют отметить следующее: влияние модифицирования на характер изменения микроструктуры и фазового состава для всех сплавов одинаковое – отмечается увеличение степени травимости структуры, сглаживание острых углов карбидной фазы и незначительное вытравливание кобальтовой фазы по типу "траншеи". Увеличения количества η фазы в структуре сплавов не обнаружено. Анализ концентрационных кривых показывает слабое влияние модифицирования на изменение фазового состава приповерхностных слоёв (на глубине до 3 мкм).

1. М.П. Щанин. «Источники заряженных частиц с плазменным эмиттером». Екатеринбург, УИФ «Наука», 1993.

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК И ГЦК СТРУКТУРАМИ И КИНЕТИКА РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОН У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ ОДНОКРАТНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Клевцов Г. В., Клевцова Н. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, klevtsov11948@mail.ru

В настоящей работе на примере широкого класса материалов с ОЦК- и ГЦК- решетками рассмотрена взаимосвязь механизмов разрушения металлических материалов при однократных видах нагружения (статическом, ударном, высокоскоростном импульсном) с глубиной пластических зон под поверхностью изломов и структурными изменениями материала в данных зонах.

В качестве материалов с ОЦК-решеткой использованы углеродистые стали 15, 20, 40, 45, Ст3 и легированная сталь 15Х2МФА; в качестве материалов с ГЦК-решеткой – алюминиевые деформируемые сплавы Д16, АК6 и аустенитные стали, обладающие разной стабильностью по отношению к мартенситным превращениям при охлаждении и деформации, H32T3, H26T3, H26X5T3, 40Г18Ф, 40Х4Г18Ф, 03Х13АГ19, 07Х13Н4АГ20, 110Г13Л. Образцы различной толщины и конфигурации, изготовленные из материалов, находящихся как в состоянии поставки (горячекатанное состояние), так и после различных видов термической обработки, испытывали в интервале температур от -196 до 150 0 С. Полученные изломы изучали методами макро- и микрофрактографии, а также рентгеноструктурного анализа.

Проведенные исследования показали, что при разрушении материалов с ОЦК-решеткой при однократных видах нагружения в интервале вязко-хрупкого перехода кинетика развития пластических зон у вершины трещины связана с положением критических температур хрупкости и отражает изменение локального напряженного состояния материала у вершины трещин от плоской деформации (ПД) при хрупком разрушении к плоскому напряженному состоянию (ПН) при вязком и вязко-хрупком разрушениях. При этом в случае ПД отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью излома h_{max} к толщине образца или детали t равно $h_{max}/t < 10^{-2}$, а в случае $\Pi H - h_{max}/t > 10^{-1}$.

Известно, что в материалах с ГЦК-решеткой отсутствует ярко выраженный интервал вязко-хрупкого перехода. Однако изменение локального напряженного состояния материала у вершины трещины обусловлено теми же факторами, что и в материалах с ОЦК-решеткой, хотя не всегда связано с существенным изменением микромеханизмов разрушения. Поэтому при разрушении материалов с ГЦК-решеткой при однократных видах нагружения также хорошо прослеживается связь локального напряженного состояния материала у вершины трещины с микромеханизмом разрушения, количеством и размером пластических зон под поверхностью изломов. Однако, в отличие от материалов с ОЦК-решеткой, разрушение материалов с ГЦК-решеткой в условиях плоской деформации не обязательно должно быть хрупким. Возможно разрушение и по смешанному механизму. Кроме того, материалы с ГЦК-решеткой нередко разрушаются в переходной области от плоского напряженного состояния к плоской деформации. В этом случае отношение $10^{-2} < h_{max}/t < 10^{-1}$.

Таким образом, можно заключить, что при однократных видах нагружения образцов или деталей количество и размеры пластических зон, образующихся у вершины трещины не зависят ни от вида нагружения, ни от типа кристаллической решетки материала, а определяются локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ТВЕРДЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Колубаев А. В., Рубцов В. Е., Колубаев Е. А.

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

В трибологии одной из важнейшей представляется проблема деградации поверхностного слоя материала, решение которой должно быть основано на понимании ведущей роли пластической деформации при трении и факторов, влияющих на нее. К таким факторам, в числе прочих, следует отнести динамические процессы. Показателем динамического характера процесса трения являются макроскопические механические колебания, возникающие во фрикционной системе при скольжении. В работе [1] установлено, что при трении одной из причин формирования деформированного приповерхностного слоя являются механические и тепловые возбуждения, распространяющиеся вглубь среды и обусловленные переходом системы трения в автоколебательное состояние с большой амплитудой механических колебаний. В этом случае на поверхности трения и в некотором подповерхностном слое материала будут иметь место колебания температуры, в результате чего может развиваться процесс термоциклической ползучести, а также фазовые и структурные превращения материала. В результате изменяются такие важные характеристики, как коэффициент трения, износостойкость и несущая способность. Добиться необходимого уровня эксплуатационных свойств трибосистемы можно, управляя свойствами поверхностных слоев контактирующих деталей.

Одним из методов повышения износостойкости является создание на трущейся поверхности слоя материала, который обладает более высокими упругими и прочностными характеристиками по сравнению с материалом основы. Данный подход исследован в работе с использованием специально разработанной компьютерной модели. Выполнен качественный анализ развития сдвиговой пластической деформации при сухом трении скольжения в поверхностном слое пластичного материала без покрытия и с твердым покрытием. Проведено сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными.

Основной результат, полученный в данной работе, заключается в установлении взаимосвязи динамики трения, выраженного упругими колебаниями элементов трибосопряжения, с особенностями деградации структуры поверхностного слоя и поведением коэффициента трения. Есть основание считать (и это подтверждают результаты моделирования), что причины, вызывающие появление упругих колебаний, связаны с пластическим сдвигом материала в пятнах касания или отделением частицы износа. При элементарном акте пластического сдвига или отделении частицы износа в пятне касания, размеры которого составляют от нескольких нанометров до нескольких микрометров, влияние напряжений, связанных с упругой волной, на параметры трения может быть значительным. Устранение колебаний в трибологической системе, как с помощью применения демпфирующих устройств, так и в результате модифицирования поверхностного слоя сопряженных деталей, сопровождается уменьшением коэффициента трения. Это свидетельствует о смене механизма трения, который может быть обусловлен изменениями процесса изнашивания, на что указывает изменение морфологии частиц износа.

1. Попов В.Л., Колубаев А.В. Анализ механизмов формирования поверхностных слоев при трении // Трение и износ. -1997. -T. 18. - N = 6. -C. 818 - 826.

ОСОБЕННОСТИ ТРЕНИЯ И ИЗНАШИВАНИЯ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА С МОДИФИЦИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ

Сизова О. В. ^{1,2}, Колубаев Е. А. ¹, Алешина Е. А. ^{2,3}, Громов В. Е. ³

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
² Томский политехнический университет, Томск,
³ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
<u>kav@ispms.tsc.ru</u>

Модификация структуры поверхностного слоя при трении и ее влияние на триботехнические свойства материалов остается до настоящего времени одной из важных проблем материаловедения. В традиционном представлении процесс изнашивания реализуется по усталостному механизму – формирование и отделение частиц износа вследствие накопления дефектов дислокационного характера. Но такой подход не позволяет объяснить дискретность размера образующихся частиц износа, а, следовательно, и понять общие закономерности разрушения поверхности при трении. Одним из современных подходов к решению этой сложной задачи является развиваемое физической мезомеханикой представление о структурных уровнях деформации твердого тела при нагружении [1], позволяющее проследить все стадии деформации. Согласно этому представлению, в нагруженном материале возникают движения мезообъемов материала по схеме «сдвиг + поворот» и образуются несплошности по границам раздела структурных элементов, приводящие к разрушению материала. Скорость зарождения деформационных дефектов и, как следствие, снижение износостойкости, зависят от развития данного процесса. Воспрепятствовать ему можно путем модификации структуры поверхностного слоя, снижая скорость изнашивания за счет блокирования зарождения и движения мезообъемов.

В настоящей работе изучали взаимосвязь динамики процесса трения с характером образующихся на поверхности микроструктур на примере широко известной стали Гадфильда в исходном состоянии и поверхностно упрочненной. Упрочнение осуществляли методом ультразвукового ударного воздействия и ионно-плазменной обработки с получением слоя AlN на рабочей поверхности образцов. Триботехнические испытания проводили на машине трения 2168 УМТ-1 по схеме «диск-палец» и «вал-втулка» в режиме сухого трения при линейной скорости скольжения 0,3–0,4 м/с и нормальной нагрузке 250–2500 Н.

Как показали результаты триботехнических испытаний, основное влияние на образование деформированной структуры поверхностного слоя оказывает импульсное механического воздействия в пятнах касания. Дефектная структура и деформационный рельеф на предварительно полированной боковой поверхности образцов в зоне трения скольжения свидетельствуют о высокоинтенсивном воздействии, которое не может быть вызвано статическим нагружением. Наиболее вероятной причиной деформации поверхностного слоя являются упругие возбуждения. Упругие волны, зарождаясь на поверхности трения, распространяются в глубь материала, вызывая деформирование в локальных областях. Со временем таких областей становится больше.

Упрочнение поверхности изменяет характер воздействия в пятнах касания, о чем можно судить по изменению коэффициента трения и появлению иных стадий изнашивания исследуемых образцов.

^{1.} Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физ. мезомех. - 1999. - Т. 2. - № 6. - С. 5-23.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В УСЛОВИЯХ СВЕРХВЫСОКОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ Мо-47%Re И V-4%Ti-4%Cr

Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П., Шуба Я. В.*, Коротаев А. Д.*, Чернов В. М.**

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, * Томский государственный университет, Томск, ** ФГУП ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара, Москва, berg@spti.tsu.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование наноструктурных состояний, формирующихся в процессе больших ($\varepsilon \ge 90$ %) деформаций прокаткой сплавов V–4% Ti–4% Cr и Mo–47% Re при комнатной температуре. С использованием специальных методов темнопольного анализа высоких непрерывных разориентировок, позволяющих выделить «структурную» (присущую объемным образцам) кривизну кристаллической решетки, были определены параметры высокодефектных структурных состояний. Показано, что характерными особенностями этих состояний являются: высокие значения кривизны кристаллической решетки; границы с переменными векторами разориентации и высокой плотностью частичных дисклинаций; локальные внутренние напряжения, достигающие значений $\sigma_{\text{лок}} \approx E/30$ (E — модуль Юнга).

Проведенный кристаллогеометрический анализ позволил выявить ряд особенностей высокоугловых разориентировок в микрополосовых наноструктурных состояниях сплава V–4%Ti–4%Cr. Во-первых, установлено, что в более чем половине изученных высокоугловых границ микрополос направления векторов разориентации совпадают с направлениями типа $\langle 110 \rangle$ или отклонены от этого направления на углы не более нескольких градусов. Во-вторых, обнаружен дискретный спектр векторов переориентации кристаллической решетки вокруг указанных выше направлений с высокой плотностью высокоугловых границ с векторами переориентации в интервале $\theta = (50–60)^{\circ} \langle 110 \rangle$.

При больших пластических деформациях сплава на основе Mo-47%Re были обнаружены микрополосы с двойниковым ($180^{\circ}\ \langle 112\rangle$) характером переориентации кристаллической решетки и плоскостями габитуса, которые не являются плоскостями когерентных границ двойников (плоскостями типа $\{112\}$) в кристаллах с ОЦК решеткой. Важной особенностью изученных микрополос является фасетированная структура их границ. Следовой анализ показал, что плоскости габитуса фасеток также не являются плоскостями габитуса двойников.

Высказано предположение, что обнаруженные в работе особенности пластической деформации сплавов на основе ванадия и Mo-47%Re, а также необычно высокая технологическая пластичность (сверхпластичность) этих сплавов в процессе их прокатки при комнатной температуре, являются результатом пластической деформации и переориентации кристаллической решетки механизмами динамических (прямых плюс обратных мартенситных) фазовых превращений в полях высоких локальных напряжений.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования $P\Phi$ и CRDF в рамках программы BRHE (проект № 016-02), гранта $P\Phi\Phi U$ р_обь_а №05-03-98003, гранта Лаврентьевского конкурса молодежных проектов CO PAH.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ СДВИГОВОГО ТИПА НА ПРОЦЕСС РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВЕ СОСТАВА А₃В

Дудник Е. А., Старостенков М. Д.*

Рубцовский индустриальный институт, Рубцовск,

dudnik@rubtsovsk.ru

*Алтайский государственный технический университет, Барнаул

Исследование структурных превращений в упорядочивающемся бинарном сплаве, происходящих вблизи фазового перехода порядок-беспорядок, является одним из развивающихся и важнейших направлений физики твердого тела. Анализ результатов структурных и энергетических характеристик самого процесса фазового перехода порядок-беспорядок может выявить пути к стабилизации и управлению этим процессом. Изучение структурных превращений при взаимодействии различных дефектов и их комплексов способствует не только выявлению механизма таких превращений, но определению свойств материалов.

Упорядочивающиеся сплавы обладают строгим порядком расположения атомов, и поэтому образующиеся дефектные структуры должны содержать свой порядок. Одним из основных дефектов, сопровождающих фазовые переходы порядок-беспорядок, являются антифазные границы. Кроме того, антифазные границы обладают геометрическими свойствами дислокаций [1]. Определение условий образования антифазных границ, их стабильности и аннигилирования является целью исследований данной работы.

Проведено исследование особенностей фазового перехода в бинарном модельном сплаве Cu_3Au , содержащем различные конфигурации сдвиговых антифазных границ. Сдвиговые антифазные границы являются консервативными, при их образовании сохраняется значения ближнего порядка на первой координационной сфере. Для активизации процесса разупорядочения вводятся различные концентрации вакансий с сохранением стехиометрического состава A_3B .

С использованием стохастического метода исследований Монте–Карло моделируется процесс диффузии атомов по вакансионному механизму на основе упорядоченного модельного сплава Cu_3Au . Атомы расположены в узлах трехмерной кубической г.ц.к. решетки. Межатомное взаимодействие задается с помощью уточненных парных центральных потенциальных функций Морзе [2].

Рассчитаны энергетические характеристики дефектов, определены значения ближнего и дальнего порядка в зависимости от температуры и времени для различных конфигураций сдвиговых антифазных границ и концентраций вакансий. Проведен структурный анализ процесса разупорядочения за счет образования антифазных доменов и фасетирование антифазных границ. Антифазные границы являются основным механизмом разупорядочения в сплаве на ранней стадии. С ростом температуры и концентрации вакансий увеличивается плотность антифазных границ и ускоряется процесс фазового перехода порядок-беспорядок.

- 1. Старостенков М.Д., Дудник Е.А., Дудник В.Г. Исследование микроструктуры антифазных границ в двумерном упорядоченном сплаве типа Ni₃Al Известия РАН. Серия физическая.т.68, №5, 2004, c.639-641.
- 2. Козлов Э.В., Старостенков М.Д., Попов Л.Е. Применение потенциалов парного взаимодействия в теории атомного дальнего порядка /Строение, свойства и применение металлидов.- М: Наука, 1974, c. 35-39.

ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА НА УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Гаркушин Г. В., Разоренов С. В.

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, garkushin@ficp.ac.ru

Физико-механические свойства материалов с обратимыми мартенситными превращениями весьма необычны и разнообразны и до сих пор являются объектом многочисленных исследований. Типичными металлами с подобными свойствами являются так называемые интерметаллиды. Так, для интерметаллидов Ni—Ti с составом, близким к эвтектическому, характерен переход от кубической (аустенитной фазы) к моноклинной (мартенситной) фазе. Такие структурные превращения в подобных сплавах, вызванные приложением внешних напряжениях или изменением температуры, являются причиной изменения и их свойств.

В данной работе представлены результаты измерения давления упруго-пластического перехода и критических разрушающих напряжений в условиях откола при ударно-волновом нагружении сплавов никелида титана с разным содержанием никеля и титана. Ударные волны амплитудой около 5 ГПа генерировались в образцах с помощью специальных взрывных устройств. Характер деформирования и разрушения, а также количественные характеристики процесса (давление ударного сжатия, динамический предел упругости, откольную прочность, скорость деформирования перед разрушени-

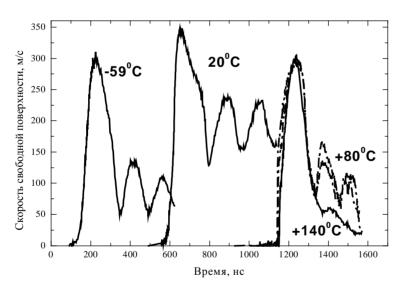


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности образцов $(Ti_{51,1}Ni_{48,9})$ при различной температуре

ем) определяли из анализа профилей скорости свободной поверхности образцов, непрерывная регистрация которых в процессе нагружения осуществлялась с помощью лазерного интерферометра "VISAR".

Проведено две серии экспериментов с образцами, имеющими элементный состав $Ti_{51,1}Ni_{48,9}$ и $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$. В первой серии изучалось влияние структуры начальных высокотемпературных (В2) и низкотемпературных (В19') фаз на упруго-пластические и прочностные характеристики данного спла-

ва. Эксперименты проводились при температуре образцов в интервале от -60° С до $+140^{\circ}$ С, который, согласно фазовой диаграмме, перекрывал все структурные состояния сплава. На рис.1 представлены экспериментальные профили скорости свободной поверхности образцов, которые прямо демонстрируют влияние температуры на свойства данного сплава вследствие изменения его внутренней структуры при мартенситных переходах.

Известно также, что сильное влияние на механические свойства оказывает исходная внутренняя структура материала. Во второй серии экспериментов исследовалось

влияние исходной структуры образцов сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ на их механические свойства после предварительной закалки в воде при температуре 800° С и после интенсивной пластической деформации методом равно-канального углового прессования.

Проведенные измерения выявили влияние внутренней структуры на прочностные характеристики сплавов никелида титана при ударном сжатии как при полиморфных мартенситно-аустенитных превращениях при изменении температуры, так и вследствие предварительной термической или механической обработки.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 06-02-17057-а и гранта Президента России № НШ-02.445.11.7168 поддержки ведущих научных школ.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ті–6АІ–4V ЕLI, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Семенова И. П., Саитова Л. Р., Рааб Г. И., Валиев Р. 3.

Институт физики перспективных материалов, УГАТУ, Уфа, semenova-ip@mail.ru

Как известно, наиболее эффективным методом улучшения сверхпластических свойств сплавов является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1, 2]. Проведенные ранее исследования [3] показали эффективность методов ИПД в сочетании с экструзией для измельчения структуры в крупногабаритных заготовках (с исходным диаметром до 40 мм) сплава Ti–6Al–4V ELI и достижения в нем высокой прочности и пластичности. Использование дополнительной обработки массивных титановых УМЗ заготовок в условиях сверхпластического течения материала перспективно для формообразования полуфабрикатов и изделий сложной формы, например, для изготовления эндопротезов в медицине.

В данной работе представлены результаты исследований механического поведения сплава Ti–6Al–4V ELI в крупнозернистом и УМЗ состояниях при растяжении в условиях повышенных температур (500–800 °C). УМЗ сплав Ti–6Al–4V ELI демонстрирует сверхпластические характеристики уже при температуре 600 °C. При относительно низких температурах и высоких скоростях деформации получены следующие значения удлинений: 286% при T = 700 °C, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}$ с⁻¹ и 516 % при T = 800 °C, $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}$ с⁻¹.

- 1. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation, *Progr. Mater. Sci.*, 45 (2000) p. 103-189.
- 2. О.А.Кайбышев, Сверхпластичность промышленных сплавов. Металлургия, 1984 г., 263 с.
- 3. I.P. Semenova, Y.T. Zhu, G.I. Raab, T.C. Lowe, R.Z. Valiev, Microstructures and mechanical behavior of ultrafine grained Ti-6Al-4V alloy produced by ECAP. In Proc.: Ultrafine Grained Materials III, eds Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.Z. Valiev, S.L. Semiatin, D.H. Shin, T.C. Lowe (2004) pp. 463-468.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Дударев Е. Ф., Бакач Г. П., Колобов Ю. Р., Лотков А. И., Скосырский А. Б., Гирсова Н. В., Кашин О. А.

Сибирский физико-технический институт, Томск, dudarev@spti.tsu.ru

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

Проведено сопоставительное исследование влияния температуры на деформационное поведение, упругопластические свойства и характер разрушения сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ в крупнозернистом и ультрамелкозернистом (субмикрокристаллическом) состояниях в интервале температур 298–883 К. Субмикрокристаллическая структура со средним размером элементов зеренно-субзеренной структуры 300 нм была сформирована методом равноканального углового прессования при 723 К, а крупнозернистая (со средним размером зерен около 30 мкм) – путем отжига при 1073 К с последующей закалкой в воде.

Установлено, что при переходе от крупнозернистой к субмикрокристаллической структуре деформационное поведение и температурные зависимости характеристик прочности и пластичности не изменяются. При изотермическом нагружении в предмартенситном состоянии, когда началу пластической деформации предшествует мартенситное превращение, в результате формирования субмикрокристаллической структуры предел текучести возрастает в 2 раза, коэффициент упрочнения уменьшается в 20 раз, но сохраняется высокая пластичность. При температурах выше 373 К, когда в процессе нагружения не реализуется мартенситное превращение, не только предел текучести, но и коэффициент деформационного упрочнения при субмикрокристаллической структуре выше, чем при крупнозернистой, а равномерное удлинение до разрушения, наоборот, меньше. Эффект упрочнения на пределе текучести от формирования субмикрокристаллической структуры уменьшается с ростом температуры (T) и вообще не наблюдается при T > 673 К, когда в ходе деформации происходит рост зерен.

При обеих зеренных структурах относительное удлинение до начала макролокализации пластической деформации уменьшается с ростом температуры, а пластическая деформация в шейке, наоборот, возрастает. При этом влияние температуры деформации на характер разрушения по деформационному и структурному признакам одинаковое в субмикрокристаллическом и крупнозернистом состояниях. Более того, нет существенного отличия в размере фрагментов разрушения у субмикрокристаллического сплава по сравнению с крупнозернистым сплавом.

Изучена взаимосвязь между локализацией пластической деформации на мезо- и макромасштабном уровнях и деформационным поведением субмикрокристаллического никелида титана при разных температурах растяжения.

МИКРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ПОЛЗУЧЕСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА

Дударев Е. Ф., Почивалова Г. П., Кашин О. А., Колобов Ю. Р., Румак Е. В.

Сибирский физико-технический институт, Томск, dudarev@spti.tsu.ru
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, okashin@ispms.tsc.ru

Одним из эффективных способов улучшения упругопластических свойств металлических материалов является диспергирование их зеренной структуры до ультрамелкозернистой (до нано- или субмикрокристаллической). В процессе эксплуатации они, аналогично крупно- и мелкозернистым материалам, в подавляющем большинстве случаев могут эксплуатироваться только при напряжениях ниже предела текучести. Однако даже при таких напряжениях деформация не является чисто упругой, поэтому очевидна необходимость изучения закономерностей и механизмов микропластической деформации при разных способах нагружения ультрамелкозернистых материалов.

В настоящей работе получены закономерности накопления микропластической деформации при квазистатическом нагружении и ползучести при комнатной температуре в крупнозернистом и ультрамелкозернистом (субмикрокристаллическом) состояниях. Установлено, что при переходе от крупнозернистой (средний размер зерен $d > 10 \, \mathrm{мкм}$) к субмикрокристаллической структуре (средний размер зерен $300 \, \mathrm{нm}$) закономерности накопления микропластической деформации при этих способах нагружения не изменяются. При обеих структурах микропластическая деформация при квазистатическом нагружении увеличивается с ростом напряжения в две стадии: на первой стадии связь между напряжением и степенью микропластической деформации линейная, на второй — параболическая. Однако в результате диспергирования зеренной структуры сильно увеличивается напряжение перехода от первой ко второй стадии, коэффициент упрочнения и напряжение течения на второй стадии. Причем примеси внедрения при субмикрокристаллической структуре оказывают такое же влияние на сопротивление микропластической деформации, как при крупнозернистой структуре.

При напряжениях ниже предела текучести ползучесть у титана в крупнозернистом и субмикрокристаллическом состояниях развивается в две стадии: наблюдаются стадия неустановившейся ползучести с уменьшающейся скоростью накопления микропластической деформации и стадия установившейся ползучести. При напряжениях, соответствующих первой стадии микродеформации при квазистатическом нагружении, величина накапливаемой при ползучести микропластической деформации небольшая и возрастает по линейному закону с ростом приложенного напряжения. На второй стадии микродеформации наблюдается резкое увеличение степени пластической деформации, накапливаемой при ползучести, с ростом приложенного напряжения. Однако при субмикрокристаллической структуре величина накапливаемой при ползучести микропластической деформации значительно меньше, чем при крупнозернистой структуре.

Предложена физико-математическая модель ползучести в области микропластической деформации.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ТРЕНИИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Кашин О. А., Гриценко Б. П., Круковский К. В., Гирсова Н. В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН Томск,

gritsenko@ispms.tsc.ru; okashin@ispms.tsc.ru

Титан и его сплавы нашли широкое применение в технике из-за их высоких удельной прочности и сопротивления коррозии. Однако в трибосопряжениях титан и его сплавы ведут себя далеко не лучшим образом. Титан является химически активным элементом и обладает высокой адгезией к металлам. Следствием этого является высокий коэффициент трения и низкая износостойкость. Повышение износостойкости титановых сплавов является актуальной задачей, поскольку это позволило бы заменить во многих трибосистемах сталь на более легкие, прочные и коррозионно-устойчивые титановые сплавы. В связи с этим в настоящей работе проведены исследования трибологических свойств титана и его сплавов и эволюции микроструктуры приповерхностных слоев при трении. Сделаны предположения о механизмах изнашивания исследованных материалов и намечены пути повышения их износостойкости.

Для исследований использовали титан марки BT1-0 и титановый сплав BT6 в двух состояниях: обычном – крупнозернистом, и ультрамелкозернистом (УМ3) состоянии, полученном с помощью интенсивной пластической деформации. В УМЗ состоянии исследованные материалы имеют более высокую микротвердость, что позволяло надеяться и на повышение сопротивления изнашиванию.

Испытания на трение титана ВТ1-0 и сплава ВТ6 в условиях граничной смазки показали, что как при крупнозернистой, так и при УМЗ структуре изнашивание идет по адгезионно-абразивному механизму. С самого начала испытаний на поверхности контртела за счет высокой адгезии титана образовывался слой, содержащий титан и оксид титана. При этом в приповерхностных слоях образцов развиваются процессы пластической деформации, происходит рост плотности дислокаций с последующей фрагментацией зерен. Установлено, что формирование УМЗ структуры приводит к небольшому увеличению скорости изнашивания по сравнению с крупнозернистыми материалами. Предположено, что данный эффект связан с высокой неравновесностью УМЗ структуры материала, приводящей к повышению адгезионных характеристик.

Для снижения адгезии контактирующих в трибосистеме материалов производили обработку образцов с помощью высокодозной ионной имплантации кремнием. Ионная имплантация образцов кремнием флюенсом 10^{17} ион/см 2 и энергией 88 КэВ, привела к резкому уменьшению адгезионного схватывания и уменьшению скорости изнашивания на начальной стадии испытаний в несколько раз. Однако после уноса ионно-имплантированного слоя кривые изнашивания резко изменяли свой ход, и процесс далее проходил так же, как и без ионной имплантации, восстанавливалось и адгезионное схватывание.

Одним из существенных факторов, оказывающих влияние на износостойкость металлических материалов, по нашему мнению, могут быть акустические колебания, возникающие в материале при трении и обусловленные не вибрацией испытательной машины, а являющиеся следствием взаимодействия поверхностей трения. Уменьшение интенсивности этих колебаний с помощью демпферов позволило уменьшить интенсивность изнашивания до 8 раз, хотя характер изнашивания оставался адгезионно-абразивным.

«БЕЗЫНЕРЦИОННЫЙ» ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

Мощенский Ю. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, yvmos@yandex.ru

Экспериментальные температурные кривые, полученные при помощи обычных устройств количественного дифференциального термического анализа (ДТА) и дифференциальных сканирующих калориметров (ДСК) теплового потока, не являются истинными, в смысле отображения исследуемого процесса во времени вследствие тепловой инерционности. Это обстоятельство затрудняет разделение близко расположенных термических пиков, необходимое для построения фазовых диаграмм состояния многокомпонентных систем.

В работах [1,2] для кардинального улучшения динамических свойств аппаратуры ДТА и ДСК предложено применить моделирование исследуемого теплового процесса. Исследованы варианты как с физическим моделированием в отдельных имитационных ячейках при помощи микронагревателей, так и с применением электрической аналоговой модели термоаналитической ячейки. Метод физического моделирования конструктивно усложняет реакционную камеру вследствие наличия дополнительных имитационных ячеек, но обеспечивает более высокую калориметрическую точность измерений.

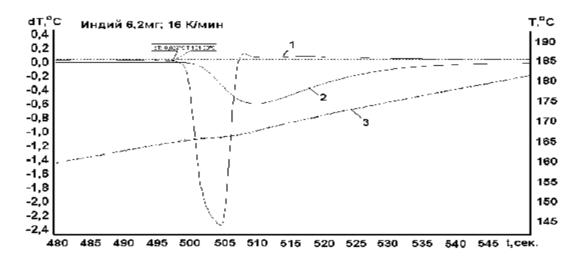


Рис.1. Термограммы плавления индия

Представленные на рис. 1 термограммы плавления образца индия иллюстрируют различия в работе обычного двухэлементного (кривая 1) и моделирующего устройства ДТА (кривая 2) — эквивалентная постоянная времени снижена более чем в 15 раз. Кривая 3 — температура образца. Термограммы получены на устройстве ДТА с применением электрической аналоговой модели термоаналитической ячейки, позволяющей при несколько меньшей калориметрической точности результатов измерений существенно упростить конструкцию реакционной камеры.

- 1. Мощенский Ю.В. Метод моделей в дифференциальном термическом анализе./ Вестник СамГТУ. Серия "физико-математические науки". Выпуск 12. Самара, 2001. С.150-156.
- 2. Мощенский Ю.В. Коррекция динамических свойств калориметра при помощи аналоговой модели первичного преобразователя. Вестник СамГТУ. Серия "физико-математические науки". Выпуск 27. Самара, 2004.

НАНОТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ И ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Носкова Н. И., Вильданова Н. Ф., Чурбаев Р. В., Перетурина И. А., Филиппов Ю. И.

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

Изучено формирование нанокристаллической структуры и изменение микротвердости в процессе интенсивной пластической деформации (сдвигом под высоким давлением) в сплавах Al+1%Hf, Al+0,5%Ce, Al+0,12%Zr, Al+0,2%Sn, Al+0,2%Nb, Al+ 0,5% Re, Al+10% Mg, полученных закалкой из расплава, находящегося под избыточным давлением 1,6 атмосферы. Показано, что наиболее эффективными добавками, влияющими на формирование наноразмерного зерна в двухкомпонентных алюминиевых сплавах, являются гафний и церий. Изучены в этих условиях (при сдвиге под высоким давлением) изменение параметров нанокристаллической структуры и величина микротвердости в четырехкомпонентных сплавах Al+(1% Hf, 0,2% Nb, 0,2% Sn) и Al+ (0,5% Ce, 0.5% Re. 0.12% Zr), полученных закалкой из расплава. Показано, что наиболее эффективными добавками, совместно влияющими на формирование наноразмерного зерна и уровень микротвердости, оказались: гафний, олово, ниобий и церий, рений, цирконий. При этом в нанокристаллическом двухкомпонентном алюминиевом сплаве, в зависимости от сорта добавки, средний размер нанозерна изменяется от 200 до 80 нм, а в четырехкомпонентном алюминиевом сплаве, в зависимости от состава комплексного легирования, размер нанозерна изменяется от 60 до 40 нм.

Одновременное повышение прочности и пластичности, обнаруженное в нанокристаллических сплавах на основе алюминия с малыми добавками Hf, Sn, Nb или Ce, Re, Zr, обусловлено наноразмерным зерном, дислокационно-ротационным механизмом пластической деформации, массопереносом примеси, вызывающим измельчение крупных частиц фаз, развитием релаксационных процессов, приводящих к возникновению микротрещин с "затупленными " вершинами, что приводит к медленному их росту.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 04-02-17674.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Носкова Н. И., Вильданова Н. Ф., Чурбаев Р. В.

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

В настоящей работе представлены результаты исследования развития деформации в нанокристаллических сплавах с квазикристаллическими фазами, а также — развития деформации в самих квазикристаллах $FeTi_2$, V_3Ti_2 и $V_{15}Ni_{10}Si_6$.

Квазикристаллы были получены быстрой закалкой из расплава. Небольшие объемные отливки разрезались электроискровой резкой на пластинки размером

15×5×0,5 мм. Затем пластинки подвергались деформации в наковальнях Бриджмана на 2, 4, 6 поворотов подвижной наковальни, что соответствовало 3,7; 4,6; 6,7 логарифмической деформации, соответственно.

Деформированные пластинки электролитически утонялись для просмотра структуры в электронном микроскопе. Предварительно на пластинках была измерена микротвердость. При электронно-микроскопическом изучении деформированной структуры по картине микродифракции аттестовались тип и дефектность наноквазикристаллической структуры (размер нанозерна, тип фазы).

Полученные результаты показали, что при деформации квазикристаллов в их структуре формируется два типа структур: наноквазикристаллическая и, практически, моноквазикристаллическая. Последняя переходит в наноквазикристаллическую с увеличением степени деформации. Как противоположность указанным структурам, в квазикристаллах V_3Ti_2 возникают области с аморфной структурой. Под электронным пучком в поле упругого растяжения (при растяжении в колонне электронного микроскопа) в аморфных областях происходит выделение квазикристаллических фаз нанометрического размера. Процесс напоминает нанокристаллизацию аморфного сплава. Последующая деформация растяжением реализуется кооперативными ротационными модами деформации с образованием мезоскопических полос сдвига вдоль границ нанофаз.

Измерения микротвердости показали, что она достигает уровня 26 ГПа. Однако при низкой пластичности исследованных наноквазикристаллических структур и их высокой твердости точность измерения микротвердости не превышала 20%.

Ранее были выполнены измерения микротвердости в нанокристаллических сплавах на основе железа, полученных нанокристаллизацией аморфного состояния. Величина микротвердости в этих случаях не превышала 15 ГПа

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ –проект № 04-02-17674.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРА АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ $Fe_{(73.5-x)}Co_xCu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$

Носкова Н. И., Шулика В. В., Потапов А. П.

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

Исследовано влияние температуры отжига, скорости охлаждения и частоты магнитного поля при термомагнитной обработке на магнитные параметры аморфнонанокристаллических сплавов $Fe_{73,5-x}Co_xCu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$ ($x=0,\ 10,\ 20,\ 30$). Обнаружено, что термомагнитная обработка в постоянном магнитном поле в аморфно-нанокристаллических сплавах, содержащих Со, приводит к смещению петли гистерезиса (см. табл.). С повышением содержания Со в сплаве поле смещения петли гистерезиса увеличивается, что, по-видимому, связано с выделением кластеров α -Co, β -Co и нанофаз (Fe,Co) $_3$ Si, (Fe,Co) $_2$ B, направление намагниченности в которых совпадает с направлением магнитного поля при термомагнитной обработке.

Дестабилизация доменной структуры аморфно-нанокристаллических сплавов позволяет получить ферромагнетик с симметричными петлями гистерезиса и улучшенными магнитными характеристиками.

Новые модифицированные материалы могут быть использованы в особо чувствительных датчиках.

Обработка	х	0	10	20	30
ТМО в постоянном поле	$H_{\rm c}$, A/M	0,56	0,24	0,16	0,40
	ΔН, А/м	0	0,08	0,16	0,56
ТМО в поле высокой частоты	<i>H</i> _c , А/м	0,40	0,24	0,16	0,32
	ΔН, А/м	0	0	0	0

Работа выполнена по проекту ОФН РАН №5, интеграционному проекту с СО РАН №34, а также при финансовой поддержке РФФИ – грант № 04-02-17674

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22

Классман П. А., Классман Е. Ю., Астанин В. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа klassman@mail.ru

Как известно, повысить прочностные характеристики титановых сплавов можно путем измельчения структуры, понижая температуру и скорость деформации [1].

При изотермической прокатке [2] структура материала измельчается. Под действием больших напряжений измельчение зерен происходит за счет кооперированного смещения, в результате чего происходит смещение одной части зерна относительно другой. С увеличением степени изотермической деформации происходит дальнейшее измельчение зерен. Отличием структуры материала с большей степенью деформации от материала с меньшей степенью деформации является то, что в структуре встречаются области со сформировавшимися границами зерен, но в большей части материала продолжается перестройка структуры. При увеличении степени изотермической деформации до 90 %, области, в которых происходит перестройка структуры, встречаются редко, то есть практически во всем объеме материала зерна имеют четко очерченные границы.

Был проведен анализ уровня остаточных напряжений посредством измерения уширения (β) рентгеновских линий на дифрактограмме [3]. Сравнение соотношения β_2/β_1 для плоскостей одного направления, но разных порядков или плоскостей, составляющих малый угол с анализируемыми, позволяет оценить вклад источника физического уширения рентгеновских линий. Во всех состояниях значения β_2/β_1 лежат между отношением $tg\theta_2/tg\theta_1$ и $sec\theta_2/sec\theta_1$, следовательно, значимы оба источника уширений: микронапряжения и дисперсность.

Изменение механических свойств титанового сплава BT22 с увеличением степени обжатия при изотермической прокатке обусловлено наличием областей, в которых происходит перестройка структуры, уменьшением размера зерен и высокой плотностью дислокаций.

Из приведенных в таблице данных видно, что с увеличением степени изотермической деформации все свойства сплава BT22 изменяются монотонно (табл.).

Механические свойства сплава BT22 в зависимости от степени изотермической деформации

Степень изотермической деформации, (%)	КСU, Дж/см²	σ _в , МПа	δ, %	Время деформации при изотермической обработке, мин	Коэффициент вытянутости	Твер- дость, HRC
90	60	1390	4	250	1,2	51
80	55	1425	5	130	1,24	54
70	37	1438	4,2	90	1,48	55
60	23	1470	3,8	60	2	56

Предел прочности после изотермической прокатки удалось повысить до 1470 МПа, что значительно выше предела прочности исходного материала (1100...1250 МПа).

- 1. Моисеев В.Н. Поваров И. А., Каплин Ю. И. Структура и свойства титановых сплавов после изотермического деформирования с малыми скоростями Металловедение термическая обработка металлов 1984. №5. с. 43 46.
- 2. Получение металло-матричных композитов с применением эффекта сверхпластичности. Астанин В.В. Вестник УГАТУ. 2002.
- 3. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н.: Учеб. пособие для вузов.- 4-е изд. доп. и перераб. М.: «МИСИС», 2002. 360 с.

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Савиных А. С., Разоренов С. В., Канель Г. И.

Институт Проблем Химической Физики РАН, Черноголовка, savas@ficp.ac.ru

Проведены квазистатические и ударно-волновые испытания титана ВТ1-0 (структура Г.П.У), алюминиевого сплава 1421 (структура Г.Ц.К.) и армко-железа (О.Ц.К.) в состоянии поставки и после интенсивной пластической деформации, приводящей к уменьшению размера зерен в ~10 и более раз [1]. Высокоскоростное нагружение образцов осуществлялось ударом алюминиевых пластин толщиной 0,4 мм, разогнанных до скоростей 1250±50 м/с (ВТ1-0) и 600±30 м/с (сплав 1421 и армко-железо) с применением взрывных устройств [2]. В процессе нагружения с помощью лазерного Допплеровского измерителя скорости "VISAR" регистрировались профили скорости свободной поверхности образцов.

Измельчение зерен титана привело к двукратному возрастанию его квазистатического предела текучести. Однако зависимость сопротивления деформированию от скорости нагружения при этом уменьшилась настолько, что в ударной волне напряжение течения субмикрокристаллического титана оказалось ниже, чем исходного. В армкожелезе, напротив, наблюдается увеличение предела текучести, как при квазистатическом, так и при ударно-волновом нагружении. Для алюминиевого сплава эффект интенсивной пластической деформации невелик в обоих случаях, но, в целом, его поведе-

ние подобно наблюдавшемуся для титана. Очевидно, одни и те же несовершенства кристаллической структуры определяют повышенное сопротивление деформированию в квазистатических условиях и являются источниками носителей пластической деформации — дислокаций при высоких скоростях деформирования и, соответственно, высоких напряжениях.

Работа выполнена в рамках программы ОЭМППУ РАН «Структурная механика материалов и элементов конструкций. Взаимодействие нано- микро- мезо- и макро-масштабов при деформировании и разрушении».

- 1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовицкая И.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. Новосибирск: Наука, 2001.
- 2. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: "Янус-К", 1996.

ОБ ОРГАНИЗАЦИИ СКОЛЬЗЯЩЕГО ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ

Вьюненко Ю. Н., Журбенко П. Н.*, Артемьев И. В.**

С.-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, *Технологический университет растительных полимеров, Санкт-Петербург, **Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет

Исследованы возможности последовательной реализации эффекта памяти формы $(ЭП\Phi)$ по длине протяженных проволочных образцов. Проведено сравнение ультразвукового, термоградиентного и деформационно-градиентного способов инициирования скользящего проявления $ЭП\Phi$.

В рамках теории механизма остаточных напряжений ЭПФ проводили численный эксперимент, в котором изучали эволюцию температурного поля нагреваемой с поверхности пластины. Результаты математического моделирования показали, что по мере удаления от нагреваемой поверхности зона превращения расширяется. Этот эффект был зафиксирован в эксперименте с термоградиентным стимулированием последовательного развития ЭПФ в образце с S-образными изгибами. Расширение зоны превращения привело к суперпозиции противоположно направленных деформационных процессов ЭПФ в разных сечениях проволочного образца. Избежать этого можно за счет регулирования скорости нагрева поверхности путем изменения зоны нагрева, либо созданием буферных зон в образце, разделяющих участки развития ЭПФ.

Проведено сравнение развития скользящего ЭПФ в проволочных образцах из разных сплавов. При больших перепадах температуры по длине образца его деформационное поведение слабо зависит от химического состава материала.

При деформационно-градиентном способе организации последовательного развития ЭПФ по длине образца его поверхность нагревается равномерно. Порядок срабатывания эффекта памяти формы определяется в каждом сечении степенью пластической деформации материала и зависит от ее температур превращения. Аналогичный эффект может быть получен и при постоянной деформации. Но для этого необходимо обеспечить соответствующую переменность химического состава по длине образца, т.к. изменение соотношения химических компонентов сплава также изменяет интервал температур превращения.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК МЕТАЛЛАХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ СТАТИКИ

Липницкий А. Г., Иванов А. В. *, Колобов Ю. Р.

Белгородский государственный университет, Белгород, * Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН, Томск, lipnitskii@bsu.edu.ru

Информация о свойствах границ зерен имеет фундаментальное значение для физического понимания процессов в поликристаллах, особенно в нанокристаллических материалах, где значительная доля атомов находится под влиянием границ зерен. Большое число работ посвящено изучению структуры, диффузионных и термодинамических характеристик границ зерен в бикристаллах и поликристаллах. Однако к настоящему времени мало известно о зернограничных напряжениях и их связи с атомной структурой границ зерен. Опубликована только одна работа, в которой на примере меди методом молекулярной статики проведено систематическое исследование зернограничных напряжений в бикристаллах [1] и представлено объяснение их зависимости от избыточного объема на основе рассмотрения закономерностей атомного строения высокоугловых границ зерен в металлах. Вместе с тем, зернограничные напряжения влияют на энергии образования вакансий, межузельных атомов и других дефектов в границе зерна и могут определять механизмы процессов в границах зерен. При этом роль зернограничных напряжений в формировании свойств поликристаллических материалов возрастает с уменьшением среднего размера зерна, что проявляется в прямой зависимости постоянной решетки нанокристаллического материала от величины зернограничных напряжений. Этот эффект позволил определить величину средних зернограничных напряжений в нанокристаллическом Pd из измерений постоянной решетки в исследуемых образцах методами рентгеноструктурного анализа [2] и установить особенности влияния на них примеси водорода [3]. Однако до сих пор не было проведено аналогичных исследований методами компьютерного моделирования на атомном уровне, которые позволили бы получить дополнительную более детальную информацию и могли качественно подтвердить результаты пока единичных экспериментальных исследований зернограничных напряжений в нанокристаллических металлах. В данной работе такие исследования проводятся на примере ГПК металлов с использованием метода погруженного атома при задании потенциалов межатомных взаимодействий.

Рассчитаны скалярные инварианты зернограничных напряжений в модельных нанокристаллических образцах меди и никеля, построенных по методу Вороного, со средними размерами зерен от 4 до 20 нм. В качественном согласии с результатами экспериментальных исследований [2] установлено, что величины зернограничных напряжений примерно в 1,5 раза превосходят типичные значения энергий высокоугловых границ зерен рассмотренных ГЦК металлов.

Проведен анализ неоднородного распределения величин давления внутри разных зерен, создаваемых зернограничными напряжениями.

- 1. Липницкий А.Г., Иванов А.В., Колобов Ю.Р. // ФММ. 2006. Т.101, вып.3
- 2. Birringer R., Hoffmann M., Zimmer P. // Phys. Rev. Let. 2002. V. 88. P.206104.
- 3. Weissmuler J., Lemier C. // Phys. Rev. Let. 1999. V. 82. P.213.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВИНТОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ДЛЯ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГЦК МЕТАЛЛОВ

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

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

Материалы с нанокристаллической (НК) и субмикрокристаллической (СМК) структурой, полученные методами интенсивной пластической деформации, благодаря своим структурным особенностям (малый размер зерен, неравновесные границы зерен с высокоугловой разориентировкой), обладают уникальными физическими и механическими свойствами. Это делает НК и СМК материалы перспективными для разнообразного технологического применения.

Исследования проводились на меди M1, медном композите $Cu + Cu_2O$ и алюминиевом сплаве AK5M2 в исходном отожженном состоянии и после деформации методом винтового прессования ($B\Pi$). Контроль изменения структуры и свойств осуществляли методами измерения плотности, микротвердости, рентгеноструктурного анализа, оптической и электронной микроскопии.

Проведенные исследования показали, что при ВП формируется СМК структура со средним размером зерен 0,3 µm и большеугловыми границами зерен. Зерна имеют эллипсоидальную форму и повернуты к оси ВП под углом примерно 45°. Рентгенограммы образцов, подвергнутых ВП, характеризуются существенным уширением рентгеновских пиков, что обусловлено как малым размером кристаллитов, так и упругими микроискажениями кристаллической решетки. О наличии микроискажений свидетельствует и уменьшение параметра решетки на 0,036%.

Формирование СМК структуры приводит к изменению механических свойств материала. Так, твердость увеличивается в 2 раза, предел текучести — в 4,5 раза. При этом пластические характеристики остаются на высоком уровне. Увеличение прочностных и пластических свойств материалов, подвергнутых ВП, делает эти материалы перспективными для дальнейшей деформационной обработки.

При прокатке СМК материалов ($T=25^{\circ}$ С) наблюдается нестандартное для одноосной деформации изменение структуры: в сечении, параллельном оси прокатки, происходит преобразование вытянутых зерен в равноосные, а в перпендикулярном сечении наблюдается изменение равноосных зерен в вытянутые. Такое соотношение вытянутых и равноосных зерен не является типичным, поскольку, обычно при прокатке, в сечении, параллельном оси деформации, формируется структура с вытянутыми и ориентированными вдоль оси зернами. Нетипичное изменение структуры при дальнейшей деформации СМК материалов может объясняться тем, что под действием приложенных внешних напряжений при прокатке при относительно низких температурах работают механизмы зернограничного скольжения, что приводит к отсутствию анизотропии структуры и свойств вдоль оси прокатки и формирует структуру с характерным расположением зерен под углом 35° – 55° к оси прокатки.

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ПРИМЕСЕЙ НА СКОЛЬЖЕНИЕ КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ

Малашенко В. В.

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

Распределенные в объеме кристалла точечные дефекты способны оказывать существенное влияние на характер динамического движения дислокаций [1-4]. Однако в связи с получением тонких пленок и бурным развитием нанотехнологий особый интерес представляет исследование влияния поверхности и приповерхностного слоя на свойства кристаллов, в частности, взаимодействие с дислокациями распределенных по поверхности примесей.

Пусть краевая дислокация, параллельная оси OZ, с вектором Бюргерса (b,0,0) под действием постоянного внешнего напряжения S_0 движется в положительном направлении оси OX с постоянной скоростью v параллельно свободной поверхности кристалла, совпадающей с плоскостью y=0 и содержащей хаотически распределенные примеси. Положение дислокации определяется функцией X(z,t)=vt+w(z,t), где w(z,t)- случайная величина, описывающая малые колебания элементов дислокации относительно ее "центра масс" в плоскости дислокационного скольжения. Движение дислокации описывается уравнением

$$m\left\{\frac{\partial X(z,t)}{\partial t^2} + d\frac{\partial X(z,t)}{\partial t} - c^2 \frac{\partial^2 X(z,t)}{\partial z^2}\right\} = b\left[\mathbf{S}_0 + \mathbf{S}_{xy}^d(vt + w;z)\right],$$

где $\sigma_{xy}^{(d)} = \sum_{i=1}^{N} \sigma_{xy,i}^{(d)}$, $s_{xy,i}^{(d)}$ – компонента, создаваемая i-м точечным дефектом поверхности

на линии дислокации, m — масса единицы длины дислокации, N — число дефектов на поверхности кристалла, c — скорость распространения поперечных звуковых волн.

Поверхностные примеси создают щель в спектре дислокационных колебаний

$$\Delta = \frac{c}{v} n_0^{1/2} (kR/y)^{2/3},$$

где k – параметр несоответствия примеси, R – ее радиус, n_0 – безразмерная концентрация примеси, y – расстояние между дислокацией и поверхностью.

В результате этого возникают две существенно различные области дислокационного скольжения. В области расстояний от поверхности $y < v/\Delta$ сила торможения дислокации примесями с ростом удаленности убывает степенным образом:

$$F = \frac{n_0 b^2 \mathbf{m}^2 \mathbf{k}^2 R^4}{m c v v^3}.$$

В области $y > v/\Delta$ сила торможения убывает экспоненциально:

$$F = \frac{n_0 b^2 \mathbf{m}^2 \mathbf{k}^2 R^4}{mc} \cdot \frac{y^2 \Delta^5}{v^6} \cdot \exp(-2y\Delta/v).$$

- 1. Альшиц В. И., Инденбом В. Л. УФН 115, 1, 3(1975).
- 2. Малашенко В.В. ФТТ 29, 5, 1614(1987).
- 3. Malashenko V.V., Sobolev V.L., Khudik B.I. Phys. Stat. Sol. (b) 143, 2, 425(1987).
- 4. Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ФТВД **14**, *3*,31(2004).

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОТОСИТАЛЛОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ВВЕДЕНИЕМ ОКСИДОВ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ

Красников А. С., Миркин Л. И.

РГПУ, Рязань, МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва

Целый ряд свойств фотоситаллов ($tg\delta$ – тангенс угла диэлектрических потерь, диэлектрическая постоянная – ϵ , коэффициент растворимости – K, линейный коэффициент термического расширения и другие свойства) нуждаются в значительном улучшении, поэтому необходима модификация состава фотоситаллов, путем введения в определенных количествах взамен SiO_2 в литиевоалюмосиликатную систему оксидов (SrO, BaO).

Введение щелочноземельных оксидов SrO, BaO вызвано необходимостью повышения диэлектрических свойств фотоситаллов (диэлектрическая проницаемость, тангенс угла диэлектрических потерь, коэффициента растворения, микротвёрдости) по сравнению с фотоситаллом Φ C-148-1. Этот эффект подобен полищелочному эффекту и позволяет ионам щелочноземельных оксидов с большим ионным радиусом блокировать перемещение ионов щелочных металлов в стекловидной фазе, за счет чего следует ожидать повышения диэлектрических свойств фотоситаллов.

Нами изучалось изменение структуры и свойств литиевоалюмосиликатных фотоситаллов при добавлении к ним крупноразмерных ионов стронция и бария и их влияния на механические и диэлектрические свойства фотоситаллов.

Введение добавок оксида SrO в литиевоалюмосиликатные фотоситаллы приводит к образованию крупнокристаллической микроструктуры. Крупноразмерные ионы ${\rm Sr}^{2+}$ (радиус иона 1,27Å) не могут входить ни в вершины тетраэдров структурной решетки β -кварца, ни в его внутренние полости, т.е. они не входят в состав кварцеподобных растворов β -эвкриптита, а образуют, по-видимому, несовместимые кристаллические фазы, что и приводит к разрыхлению микроструктуры и росту крупных кристаллов.

Изменение структуры фотоситаллов приводило к изменению их диэлектрических свойств. Введение оксида ВаО с ионным радиусом 1,43 Å, большим, чем у иона стронция, должно приводить к еще более высоким диэлектрическим свойствам фотоситаллов.

Из сравнения механических и диэлектрических свойств барийсодержащих и стронцийсодержащих фотоситаллов видно, что добавки в стекло оксида ВаО приводили к лучшим диэлектрическим параметрам фотоситалла по сравнению с добавками SrO. Это обусловлено различием в размерах ионов Ba^{2+} и Sr^{2+} . Ион Ba^{2+} , имея больший радиус по сравнению с ионом Sr^{2+} , эффективней препятствует перемещению щелочных ионов K^+ , Na^+ , Li^+ в остаточной стекловидной фазе фотоситалла, снижая диэлектрические потери.

Мелкокристаллическая микроструктура барийсодержащих фотоситаллов с высоким содержанием кристаллической фазы, в отличие от структуры стронцийсодержащих фотоситаллов, приводила к улучшению механических свойств фотоситалла.

В результате проведенного исследования установлено, что введение крупноразмерных ионов в исходное светочувствительное стекло приводило к снижению диэлектрических потерь стронцийсодержащих и барийсодержищ фотоситаллов по сравнению с исходным образцом фотоситалла.

Обнаруженный эффект вызван ограничением подвижности щелочных ионов K^+ , Li^+ в остаточной стекловидной фазе фотоситалла ионами Sr^{2+} и Ba^{2+} .

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА, СОСТОЯЩЕГО ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ И УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛЕЙ.

Капуткин Д. Е., Краснощеков М. В., Шустиков А. Г.

MUCuC, Москва kaputkin@mail.ru

Поверхность многих металлических изделий подвергается коррозии и износу. Основной метод защиты от этих факторов – это нанесение на поверхность слоя иного химического состава, более стойкого к указанным воздействиям. Поэтому целью данной работы является исследование структуры и свойств азотсодержащей коррозионностойкой стали 08Х14АН4МДБ и её паяного соединения.

Произведены исследования влияния скорости охлаждения при закалке и режимов отпуска на фазовый состав, структуру и твердость азотсодержащей мартенсито-аустенитной стали 08X14AH4MДБ. Отпуск, после закалки 1000°С, в интервале 250 – 400°С приводит к старению и уменьшению объемной доли остаточного аустенита. Максимальная твердость HV = 5240 МПа наблюдается после отпуска 300 °С, 30 мин., при более высоких температурах отпуска наблюдается перестаривание. Холодная прокатка закаленной стали 08X14AH4MДБ приводит к наклепу и образованию мартенсита деформации. Отпуск при температурах до 400 °С приводит к повышению твердости. Максимальная твердость HV = 5750 МПа наблюдается после прокатки с общей истиной логарифмической деформацией -0,37 и отпуска 400 °С, 30 мин. При температуре отпуска выше 400°С протекает обратное мартенситное превращение, что приводит к увеличению количества остаточного аустенита и снижению твердости.

Пайка латунным припоем пластин стали 08X14AH4MДБ (1 мм) и Ст3 (4 мм) позволяет получить слоистый материал. В ходе охлаждения на воздухе после пайки происходит закалка с частичным самоотпуском стали 08X14AH4MДБ.

Холодная прокатка слоистого материала возможна до суммарного обжатия 20%, при большем обжатии возможно расслоение. Прочность материала с увеличением степени обжатия от 0 до 20 % после отпуска 400 °C, 30 мин. повышается: $\sigma_{\text{в}}$ от 510 до 640 МПа, а $\sigma_{0,2}$ от 250 до 600 МПа, а пластичность, хотя и снижается с 35 до 20%, но остается на довольно высоком уровне.

Методом рентгеноспектрального микроанализа исследованы диффузионные процессы, протекающие в припое и прилегающих к нему зонах сталей, во время пайки и отпуска.

КОМПЬЮТЕРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ, ВЯЗКОУПРУГИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРОВ

Лемидов А. В.

С.-Петербургский гос. университет технологии и дизайна

Основу исследования механических свойств полимерных материалов составляют феноменологические теории, базирующиеся на эксперименте. Важными механическими характеристиками полимерных материалов, наряду с релаксирующим модулем и податливостью, признаны времена релаксации и запаздывания [1], которые не могут быть определены лишь из эксперимента. Для их определения требуется математическое моделирование процесса вязкоупругости.

Наиболее простые математические модели релаксации и ползучести строились на общепринятом и физически обоснованном нормальном распределении релаксирующих и запаздывающих частиц по временам релаксации и запаздывания, характеризующим спектр релаксации и запаздывания [2]. В качестве временной шкалы для удобства использовалась полулогарифмическая шкала приведенного безразмерного времени, хорошо отражающая как большие, так и малые времена. Методики определения механических характеристик и дальнейшего прогнозирования деформационных процессов, основанные на нормальном распределении, успешно применялись к материалам простой макроструктуры, например, к лавсановым нитям [3]. Однако с усложнением макроструктуры полимерных материалов происходило и изменение вида распределения спектры релаксации и запаздывания отражали это усложнение, становились более растянутыми и менее ярко выраженными. Для описания указанных спектров требовалось применение иного распределения, чем нормальное. Такое распределение должно обладать как внешним сходством с нормальным распределением, так и замедленным убыванием определяющей его плотности при удалении в область больших и малых времен в полулогарифмической временной шкале. Спектрам указанного вида, как было показано экспериментально, соответствует распределение Коши [4].

Определение механических характеристик полимерных материалов и прогнозирование деформационных процессов становится точнее и проще с применением вычислительной техники. Поэтому в настоящее время уделяется большое внимание компьютеризации расчетов. Моделирование вязкоупругих свойств получило дальнейшее развитие в виде компьютеризации методик, что позволило автоматизировать процесс вычисления.

Компьютеризация вычислений позволяет произвести наилучшим образом выбор математической модели для описания вязкоупругости синтетических материалов. Этот фактор способствует увеличению роли математического моделирования механических свойств, а также стимулирует переход к компьютерным технологиям прогнозирования вязкоупругости. Применение компьютерного прогнозирования, основанного на оптимальном выборе математической модели, способствует повышению степени достоверности прогноза. Более точный расчет деформационных процессов позволяет повысить надежность их прогнозирования.

- 1. Сталевич А.М. //Изв. вузов. Технология лёгкой пром-ти, 1981, № 3. С.18-22.
- 2. Сталевич А.М., Макаров А.Г. //Химические волокна, 2001, № 6. С. 68-70.
- 3. Макаров А.Г., Сталевич А.М. //Изв.ВУЗов. Технология текстильной пр-ти. 2002, № 3. С. 10-13.

ДИФФУЗИОННАЯ МОДЕЛЬ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОГО СПЛАВА ЗАМЕЩЕНИЯ

Гапонцев В. Л.

Российский государственный профессионально-педагогический университет, Екатеринбург, avg@imp.uran.ru

Предложена диффузионная модель сплава, подвергнутого интенсивной пластической деформации. В соответствии с моделью, в сплаве происходят структурнофазовые превращения, инициированные перераспределением состава сплава. Перераспределение состава происходит между источниками и стоками вакансий, образующими пространственную сетку в условиях различной подвижности компонент сплава. Источники и стоки вакансий локализованы на границах зерен и в тройных стыках, расположенных в местах концентрации растягивающих и сжимающих внутренних напряжений. Диффузия вещества и вакансий описана на основе обобщения модели неравновесного дырочного газа К.П. Гурова [1]. Этот подход позволяет с единых позиций описывать сплавы с неограниченной и ограниченной растворимостями компонент как в условиях действия внешних источников вакансий, так и при их отсутствии.

Проведен систематический анализ решений нелинейных уравнений диффузии в сплавах с постоянно действующими источниками вакансий. Для сплавов с ограниченной растворимостью компонент обнаружены и исследованы концентрационные волны, перемещающиеся от источников вакансий к стокам [2]. Для сплавов с неограниченной растворимостью компонент сформулированы условия, когда установившиеся распределения состава перестают зависеть от деталей процесса генерации вакансий и хода интенсивной пластической деформации [3].

На основе полученных решений нелинейных уравнений диффузии проведен анализ эксперимента по механосинтезу в сплавах: Cu–Co, Cu–Fe, Fe–Cr, Ni–Pd, Ti–Ni, Ti–Cu и Ti–Co. Теоретический анализ и анализ эксперимента позволили провести систематизацию факторов, управляющих процессом механосплавления. Основными факторами, определяющими ход структурно-фазовых превращений при интенсивной пластической деформации, являются: относительное пересыщение вакансиями между источниками и стоками, относительная величина атомных радиусов компонент сплава и зависимости от состава коэффициента взаимной диффузии Назарова–Гурова и разности подвижностей компонент сплава. Установлены области параметров, при которых в сплаве возникают пространственные модуляции состава с характерным масштабом в несколько нанометров [2], и значения управляющих параметров, при которых образуется трехзонный наноструктурный сплав [3]. Показано, что при формировании трехзонного наноструктурного сплава из крупнокристаллического сплава с ограниченной растворимостью меняются термодинамические свойства сплава. Он превращается в неоднородный сплав с неограниченной растворимостью компонент.

- 1. Гапонцев В.Л., Кондратьев В.В. Диффузионные фазовые превращения в нанокристаллических сплавах при интенсивной пластической деформации // Доклады РАН. 2002. Т. 385. № 5. С. 608-611.
- 2. Гапонцев В.Л. Индуцированный спинодальный распад // Электронный журнал "Исследовано в России", 178, стр. 1837-1847, 2005 г. http://zhurnal.ape.relarn.ru/articles/2005/178.pdf
- 3. Гапонцев В.Л. Механосплавление металлов с большим различием атомных радиусов // Электронный журнал "Исследовано в России", 177, стр. 1826-1836, 2005 г. http://zhurnal.ape.relarn.ru/articles/2005/177.pdf

УПРОЧНЕНИЕ ПАЛЛАДИЯ И ГИДРИДА ПАЛЛАДИЯ ПРИ ВОДОРОДОФАЗОВОМ НАКЛЕПЕ

Жиров Г. И., Гольцов В. А.

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

Фазовая диаграмма системы Pd–H представляет собой вид купола с критической точкой $T_{\rm kp} = 292$ °C, $P_{\rm H_{2\;kp}} = 1,97$ МПа. Выше критической точки имеет место непрерывный ряд твердых растворов внедрения водорода в палладии. Ниже $T_{\rm kp}$ имеется три области: область разбавленных α -твердых растворов внедрения, промежуточная двухфазная α + β -область и β -область – область гидрида палладия.

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

Материалами для экспериментов служили проволочные образцы палладия (99,98%), диаметром 0,5 мм. Предварительно образцы отжигались в вакууме при 750 °C в течение 0,5 часа. Величина зерна составляла \sim 50 мкм.

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

Механические испытания проводили на разрывной машине РМУ-0.05-1.

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

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

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

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

УПРУГОСТЬ И ДИСЛОКАЦИОННАЯ НЕУПРУГОСТЬ АУСТЕНИТА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ С ЭЛЕМЕНТАМИ НАНОСТРУКТУРЫ

Белоусов Н. Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины bil@hpress.dipt.donetsk.ua

Упругие и неупругие свойства аустенита высокоазотистой стали (HNS) исследованы методами ультразвуковой избирательной спектроскопии. Дислокационная неупругость исследовалась в различных системах скольжения. Механоактивация различных систем скольжения производилась сочетанием заранее выбранных видов деформаций, включая гидропрессование, кручение и сдвиг под давлением. Выделение и исследование заданных систем скольжения осуществлялось методами избирательной спектроскопии путём выбора волн продольной и поперечной поляризаций. Методика избирательной спектроскопии отрабатывалась на моно- и поликристаллах Zn, характеризующихся наличием нескольких независимых (компланарные и пересекающие) систем скольжения, что позволило варьировать плотность дислокаций, включая дислокации "леса ".

На температурной зависимости неупругих потерь обнаружен структурно-примесный максимум. Температурная зависимость линамического модуля упругости (по частоте смещения резонанса) отклонялась от линейной в районе температуры максимума. Показано, что максимум неупругих потерь обусловлен термоактивацией дислокационной структуры различных систем скольжения. Температура появления максимума обусловлена термодинамической неустойчивостью линейных дефектов в участках локализованной пластической деформации. Эта неустойчивость связана с проявлением вязкого поведения структурных элементов, таких как: дислокации, скопления дислокаций (полосы скольжения), двойниковые дислокации, зернограничные дислокации, образованные как в процессе фрагментации, так и при динамической рекристаллизации. Обнаружено монотонное уменьшение величины максимума в процессе изохронного отжига. Показано, что протекание аккомодационных процессов в дислокационной структуре вызывает кинетические изменения внутри структурных дефектов. Методом малоуглового рентгеновского рассеяния обнаружены наноразмерные выделения, связанные с перераспределением атомов азота в приграничных зонах структурных дефектов и в областях локализации пластической деформации. Это приводит к уменьшению вязкости структурных границ деформационного происхождения, в первую очередь, двойников. Последнее проявляется в снижении неупругих потерь и в увеличении термической стабильности как отдельных структурных элементов (двойникующих дислокаций и границ двойников), так и дислокационной структуры в целом. Обработка кривых амплитудной зависимости неупругих потерь позволила обнаружить узкую температурную область их аномального поведения. Это позволило предположить возможность образования в приграничных зонах локализованной пластической деформации наноразмерных областей – нанодоменной двойниковой структуры, что было подтверждено последующими электронномикроскопическими исследованиями. Анализ кинетических кривых изохронного отжига позволил проследить кинетику распада пересыщенного твердого раствора от образования атмосфер из примесных атомов на дислокациях в приграничных зонах наиболее деформированных зёрен до образования наноразмерных выделений на внутренних структурных элементах – полосах локализованной пластической деформации.

ФРАКТАЛЬНАЯ МОДЕЛЬ СЕЛЕКТИВНОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МЕМБРАН

Долбин И. В.

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

Ранее неоднократно предполагалось, что селективность полимерных мембран по коэффициентам газопроницаемости и диффузии зависит от кинетической жесткости цепи. В пользу такого предположения было приведено несколько подтверждений, но прямая количественная корреляция между этими свойствами полимеров не была получена. Цель настоящего сообщения — определить факторы, влияющие на селективность полимерных мембран и дать количественное описание этого влияния в рамках фрактальной модели. Для расчета коэффициента разделения газов i и k по коэффициентам диффузии α_{ik}^D использованы коэффициенты диффузии D по He и CH4 для поливинилтриметилсилана (ПВТМС) и полидиметилсилоксана (ПДМС), а также уравнение аррениусовского типа:

$$D = D_0 e^{-E_D/RT}, (1)$$

где D_0 — константа, E_D — энергия активации диффузии, R — универсальная газовая постоянная, T — температура испытаний, для расчета температурной зависимости D в интервале T = 293-420 К в случае диффузии C_2H_4 и C_3H_8 в ПВТМС.

Полностью формула для определения коэффициента разделения двух газов выглядит следующим образом:

$$\alpha_{ik}^{D} = \left(\frac{d_{_{M_{i}}}}{d_{_{M_{k}}}}\right)^{-2(D_{n}-d_{s})/d_{s}} D_{u}^{1,94\times10^{-4}\left(d_{_{M_{i}}}^{(D_{n}-d_{s})/d_{s}}-d_{_{M_{k}}}^{(D_{n}-d_{s})/d_{s}}\right)}, \text{для } d_{_{M_{i}}} < d_{_{M_{k}}}, \qquad (2)$$

где $d_{\scriptscriptstyle M}$ — диаметр молекул используемых газов, $D_{\scriptscriptstyle U}$ — фрактальная размерность жесткости цепи, $D_{\scriptscriptstyle R}$ — размерность, контролирующая процессы газопереноса, $d_{\scriptscriptstyle S}$ — спектральная размерность структуры полимера.

Наиболее просто влияние молекулярной подвижности, характеризуемой размерностью D_u можно проследить на примере температурной зависимости D, поскольку увеличение D_u по мере роста T хорошо известно. Сравнение экспериментальных и оцененных, согласно уравнению (2), значений α_{ik}^D для ПВТМС как функции D_u показало справедливость тезиса о снижении селективности по мере роста подвижности молекулярной цепи.

Как известно, ПВТМС и ПДМС имеют достаточно высокие значения D, но резко различающиеся коэффициенты селективности. Так, величина α_{ik}^D для Не и СН₄ в случае ПВТМС равна ~206, а в случае ПДМС – примерно 4,8. Объяснить это различие позволяет уравнение (2).

Уравнение (2) также позволяет прогнозировать величины α_{ik}^D для разных полимеров и пар газов, согласно следующей методике. В работе [1] было показано увеличение D_n по мере роста $T_c(T_{nn})$ и приведен соответствующий калибровочный график, позволяющий оценку показателей в уравнении (2). Проведенное сравнение экспериментальных [1] и рассчитанных по уравнению (2) величин α_{ik}^D для 12 полимеров по H_2 и CH_4 показало достаточно хорошее соответствие теории и эксперимента.

1. Тепляков В.В., Дургарьян С.Г. // ВМС А, 1984, т. 26, № 7, с. 1498-1505.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ВЫСОКООЛОВЯНИСТЫХ БРОНЗ

Корчмит А. В.

Томский политехнический университет, Томск, antonyk78@mail.ru

В качестве исследуемого материала применялись нестандартные литейные бронзы БрО10С13Ц2Н2, БрО7С12Ц2Н3 и БрО12С2Ц3. Исследования этих сплавов, в отличие от других медных сплавов, связаны с трудностями, возникающими при подготовке шлифов для металлографического анализа, из-за высокой неоднородности состава твердого раствора после кристаллизации, а также высокой коррозионной стойкости сплавов.

В настоящей работе предложены различные методики подготовки шлифов для металлографического анализа данных сплавов.

Для оценки морфологических признаков и распределения в микроструктуре включений эвтектоида ($\alpha + \delta$), применялись оригинальные методики глубокого травления, состоящие из последовательно повторяющихся процедур, позволяющие получать в структуре равномерно окрашенную темную матрицу и светлые, с четкими границами, включения эвтектоида [1]. Методики применимы для большинства оловянистых бронз, имеющих в структуре эвтектоид ($\alpha+\delta$), при этом снижена вероятность попадания матрицы в общее количество светлой фазы.

Для выявления границ зерен α-раствора предложен эффективный и простой способ [2]. Суть его – травление шлифов естественным окислением и продуктами химической реакции, возникающей при протирании окисленных шлифов соляной кислотой. Способ по действию схож со способом травления, в котором в качестве травителя применяется свежий многокомпонентный реактив, однако гораздо менее сложен. Показано, что увеличение времени естественного окисления от нескольких дней до нескольких месяцев не влияет на качество выявленной структуры. Доказано, что способ применим для большой серии образцов, сохраняя их неизменность длительное время.

Для выявления дендритной неоднородности α -раствора в структуре литых оловянистых бронз, применяли РЭМ, режим отраженных электронов. Так как коэффициент отражения с атомным номером изменяется плавно и монотонно, а Sn и Cu, входящие в α -раствор, имеют большое различие в значениях атомных номеров (50 и 29), был использован сигнал отраженных электронов для получения информации об относительной разности в среднем атомном номере областей α -раствора образца. Области с высоким атомным номером (Sn) выглядят ярче по сравнению с областями с низким атомным номером (Cu), что позволяет судить о величине дендритной ликвации Sn в α -растворе.

Для исследования макроструктуры использовался метод, состоящий из металлографического травления и съемки изображения с помощью сканера. Для получения качественной картины используется особенность травленой поверхности шлифов казаться ярче и контрастнее после смачивания, чем в сухом виде.

- 1. Корчмит А.В. Методика травления оловянистых бронз // Заводская лаборатория, 2006.— №1.— С. 40–41.
- 2. Заявка на патент РФ № 2005131174 от 07.10.05. Способ металлографического травления оловянистых бронз. / А.В. Корчмит.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ И ДЕТАЛЕЙ ПРИ ЗАМЕДЛЕННОМ РАЗРУШЕНИИ

Мишин В. М., Филиппов Г. А.

Институт качественных сталей ФНЦ ЦНИИЧМ, Москва, megalogrus@yandex.ru

Замедленное хрупкое разрушение (ЗХР) высокопрочных стальных изделий является одним из наиболее опасных видов хрупкого разрушения, поскольку проявляется в результате длительного действия статических нагрузок и происходит, как правило, при номинальных напряжениях ниже предела текучести.

<u>Критерий замедленного хрупкого разрушения мартенситных сталей, вызванного остаточными внутренними микронапряжениями.</u> Использование методики определения напряженного состояния методом конечных элементов в зоне локального разрушения дало возможность определять локальные растягивающие напряжения, вызванные приложением нагрузки извне и действием концентратора напряжений.

Известно, что геометрия концентратора напряжений, форма детали или образца, способ нагружения (например, растяжение, чистый или сосредоточенный изгиб), влияют на величину номинального порогового напряжения.

Установлено, что при замедленном разрушении образцов с различными надрезами из мартенситных сталей, пороговое локальное растягивающее напряжение в зоне зарождения трещины, определяемое с помощью метода конечных элементов, постоянно.

Критерий замедленного разрушения, вызванного воздействием водорода из внешней среды. Необходимым условием протекания замедленного разрушения по механизму водородного охрупчивания является комбинация критических концентраций водорода и напряжений в зоне локального разрушения. Показано, что пороговое локальное растягивающее напряжение является характеристикой сопротивления стали замедленному разрушению, вызванному воздействием водорода из внешней среды, и не зависит от геометрии концентратора напряжений. Установленный критерий замедленного разрушения может быть использован для оценки склонности стальных деталей с концентраторами напряжений к водородному охрупчиванию в тех случаях, когда трещина зарождается в процессе эксплуатации деталей в водородсодержащих средаЖритерий замедленного разрушения сталей при внутреннем водородном охрупчивании. Причиной замедленного разрушения может являться водород, растворенный в стали еще до нагружения. Установлено, что пороговое локальное растягивающее напряжение для случая внутреннего водородного охрупчивания мартенситной стали, также не зависит от геометрии надрезов.

Таким образом, установлена новая характеристика сопротивления стали замедленномук разрушению – пороговое локальное растягивающее напряжение.

На основании выше установленных критериев замедленного разрушения стали, вызванного остаточными внутренними микронапряжениями в мартенситной стали, метастабильной аустенитной стали, а также вызванного водородом при наводороживании в процессе выдержки под нагрузкой и предварительном наводороживании, разработан метод определения сопротивления стальных образцов и деталей замедленному разрушению.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ МЕХАНОАКТИВАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Al/al-Cu-Fe квазикристалл

Чердынцев В. В., Калошкин С. Д., Шелехов Е. В., Лаптев А. И., Жалнин Б. В., Степашкин А. А.*, Данилов В. Д.**

ГОУ ВПО МИСиС, Москва, vvch@misis.ru * НИИГрафит, Москва, ** ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, Москва

Порошковый квазикристаллический сплав состава $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ получали механическим сплавлением из порошков элементов с последующим отжигом. Полученный порошок подвергали механоактивации с чистым алюминием в соотношениях Al-10 и 20 вес.% квазикристалла. Взаимодействие квазикристаллического наполнителя с Al матрицей изучали с помощью рентгеноструктурного анализа и мессбауэровской спектроскопии. Обнаружено, что квазикристаллическая фаза не взаимодействует с матрицей вплоть до температур 350– $400\,^{0}$ C. Нагрев до более высоких температур ведет к реакции между Al и квазикристаллической фазой с преимущественным образованием тройной кристаллической фазы $Al_{7}Cu_{2}Fe$, увеличение времени механоактивации ведет к ускорению этой реакции.

Компактирование образцов проводили под давлением 4,5 ГПа при комнатной и повышенных температурах. Увеличение времени механоактивации ведет к росту значений микротвердости. Для образцов, компактированных при температурах выше $500\,^{0}$ С, наблюдается незначительное снижение микротвердости, вне зависимости от времени механоактивации для этих образцов. Испытания на сжатие показали, что разрушение образцов происходит путем интенсивного образования трещин в направлении, параллельном прикладываемой нагрузке. Так же, как и для микротвердости, значение предела прочности увеличивается с продолжительностью механоактивации. С ростом температуры компактирования предел прочности остается неизменным до температур $300{\text -}400\,^{0}$ С, при более высоких температурах наблюдается заметный рост предела прочности при сжатии.

Трибологические исследования полученных образцов показали, что увеличение прикладываемой нагрузки ведет к увеличению износа материала и температуры локального разогрева и не оказывает существенного влияния на коэффициент трения. Увеличение температуры компактирования ведет к улучшению триботехниченских характеристик образцов. Для образца, компактированного при температуре $600^{\,0}\mathrm{C}$, наблюдались минимальные значения износа, коэффициента трения и локального разогрева, причем для этого образа исследуемые свойства отличались стабильностью при увеличении прилагаемой нагрузки.

Работа выполнена при поддержке ведомственной целевой программы "Развитие научного потенциала высшей школы (2006-2008 годы)", проект РНП.2.1. 2.4541.

ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИОННЫХ И МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ

Чердынцев В. В., Пустов Л. Ю., Эстрин Э. И.*, Калошкин С. Д., Томилин И. А., Шелехов Е. В., Балдохин Ю. В.**

ГОУ ВПО МИСиС, Москва, vvch@misis.ru *ФГПУ ЦНИИЧМ им. И.П.Бардина, Москва, **ИХФ РАН им. Н.Н. Семенова, Москва

Сплавы системы Fe–Ni с содержанием Ni от 10 до 30 ат.% получали механическим сплавлением порошков чистых металлов. Структуру и фазовый состав образцов изучали методами рентгеноструктурного анализа и мессбауэровской спектроскопии. Образцы после механоактивационной обработки представляют собой наноструктурные твердые растворы на основе α -Fe или γ -Fe. Содержание фазы γ -Fe(Ni) плавно возрастает с увеличением содержания Ni в образце от 0 об.% для образца Fe–10 ат.% Ni до 100 об.% для образца Fe–30 ат.% Ni. Сплавообразование при механическом сплавлении идет в определенном соответствии с метастабильной диаграммой состояния, однако концентрационный интервал существования γ -фазы значительно шире, чем у литых сплавов, при этом растворимость никеля в α -Fe возрастает в пять раз по сравнению с равновесной диаграммой.

Отжиг механосплавленных образцов приводит к смещению двухфазной области в сторону больших концентраций железа и, соответственно, к расширению области существования ГЦК фазы. Однофазная аустенитная структура в результате отжига образовывалась в сплавах с содержанием Ni 22 ат. % и выше. При этом отожженные сплавы с относительно небольшим (22-26 ат.%) содержанием Ni находились в парамагнитном состоянии. Охлаждение образца с содержанием Ni 22 ат. % до температуры жидкого азота вызывает превращение аустенита в мартенсит, сплавы с большим содержанием Ni сохраняли однофазную аустенитную структуру и после охлаждения до температуры жидкого азота. При охлаждении в сплавах с содержанием Ni менее 18 ат. % при охлаждении реализуется «нормальный» механизм превращения аустенит — ОЦК фаза (неупорядоченная перестройка решетки), который не наблюдается в литых сплавах данных составов, и мартенситное превращение, развивающиеся по атермической и изотермической кинетике. ОЦК фаза, образовавшаяся по «нормальному» механизму, обеднена легирующим элементом, в отличие от ОЦК фазы, образовавшейся по мартенситному механизму. В сплавах с содержанием Ni более 22 ат.% получена метастабильная аустенитная структура, сохраняющаяся при охлаждении до -196 °C. На основании полученных данных построены зависимости критических температур фазовых превращений от содержания Ni в сплаве.

Для изучения деформационной чувствительности аустенитной структуры холодным прессованием получали объемные образцы отожженных сплавов. Полученные объёмные материалы наследуют особенности структуры исходных порошковых сплавов: мелкодисперсность зёренной структуры и высокую степень наклёпа. Деформация объёмных образцов систем Fe—Mn и Fe—Ni вызывает мартенситное превращение, сопровождающиеся появлением ферромагнитных свойств. Количество мартенсита в структуре объемного сплава, полученного компактированием порошка, линейно зависит от степени деформации образца.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект 05-03-32780

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛИТКОВ И ПЛИТ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ 7000 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЯХ

Замятин В. М., Московских О. П., Мушников В. С., Смирнов В. Л.

Уральский государственный технический университет, Екатеринбург, OAO «Каменск-Уральский металлургический завод», Каменск-Уральский

Объектами исследования служили высокопрочные алюминиевые сплавы серии 7000 (7075, 7175, 7050, В96ц-3 и В95пч) системы Al–Zn–Mg–Cu авиационного назначения. Для повышения эксплуатационных свойств полуфабрикатов из этих сплавов требуются сведения об их строении, физических и механических свойствах. Методами дифференциально-термического, электронно-микроскопического и микрорентгеноструктурного анализов изучены структура, теплофизические свойства (энтальпия и теплоемкость) и механические свойства (временное сопротивление разрыву $\sigma_{\rm B}$, условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ , относительное сужение Ψ , ударная вязкость) промышленных крупногабаритных плоских слитков из вышеперечисленных сплавов в литом и гомогенизированном состояниях. Определены условия, обеспечивающие процесс полного растворения неравновесной эвтектики при гомогенизации слитков из сплавов каждой марки.

Горячей прокаткой из слитков изготовлены плиты толщиной от 50 до 120 мм. Изучены структура и механические свойства образцов, вырезанных из горячекатаных плит в продольном, поперечном и высотном направлениях. Выявлено влияние степени относительной деформации в пределах от 30% до 80% на структуру и свойства плит. Показано, что разрушение плит при горячей прокатке обусловлено особенностями строения слитков: наличием в них пористости, неоднородностей зеренной структуры, крупных частиц интерметаллидных фаз кристаллизационного происхождения и неблагоприятной морфологии.

Горячекатаные плиты подвергались термомеханической обработке: закалке, правке растяжением с остаточной деформацией 2,0–2,5% и искусственному старению по одноступенчатому, двухступенчатому и трехступенчатому режимам. Изучена тонкая структура и механические свойства термообработанных плит в продольном, поперечном и высотном направлениях. Установлена взаимосвязь между особенностями структуры и значениями механических свойств плит в термообработанном состоянии. Механические свойства слитков и плит зависят от дисперсности основных упрочняющих фаз (MgZn₂, Al₂CuMg), от формы и размеров фаз кристаллизационного происхождения (Al₇Cu₂Fe и Mg₂Si), образованных примесными элементами железом и кремнием, а также от распределения хромистых, марганцовистых и циркониевых дисперсоидов по микрообъемам сплавов.

Показано, что прочностные свойства готовых термообработанных плит в значительной степени зависят от толщины, суммарного содержания в сплаве цинка и магния, соотношения концентраций этих элементов, режима старения. Выявлены температуры начала интенсивного распада пересыщенных твердых растворов закаленных образцов из вышеуказанных сплавов при их нагревании в интервале температур 80–250 °C. Обсуждаются основные научно-технические проблемы производства крупногабаритных плит из сплавов серии 7000.

КИНЕТИКА ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ТИПА В1-В2 В ДИЭЛЕКТРИКАХ

Карпенко С. В.

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

Успехи, достигнутые в последние десятилетия в построении теории фазовых переходов второго рода, до сих пор практически не затронули фазовые переходы первого рода и, в частности, реконструктивные фазовые превращения, протекающие в кристаллах под действием высокого давления. В настоящей работе сделана попытка построить схему этих переходов, опираясь на теорию протекания и гипотезу подобия, успешно используемые в теории фазовых переходов второго рода. В рамках этого подхода получают объяснение характер изменения энтропии фазового превращения и скачкообразный характер превращения.

Согласно нашей модели, фазовый переход начинает развиваться в поверхностной области кристалла. Как известно, внешнее давление изменяет соотношение между радиусами частиц, слагающих элементарную ячейку, что приводит к изменению кристаллической сингонии, так как энергетически выгоднее становится более плотноупакованная структура. Подобная трансформация с большей вероятностью может произойти на поверхности кристалла. В результате возникает зародыш новой фазы, который представляет собой макроскопическое образование со счетным числом частиц (кластер). Зарождение кластеров происходит стохастически вблизи дефектных областей поверхности. Законы образования таких кластеров нам неизвестны, однако можно предположить, что первоначально протекают наиболее быстрые процессы, которые отвечают образованию кластеров с минимальной энергией связи, то есть отвечающие преодолению барьеров минимальной высоты $Q_{\rm eff}$. После завершения этого этапа начинают складываться кластеры, энергия образования которых больше. Эти образования состоят из большего числа частиц, чем образовавшиеся на предыдущей энергетической стадии. При увеличении концентрации новой фазы данный процесс может идти вплоть до x = 1, где х – концентрация образующейся фазы в системе

Таким образом, можно рассматривать многоуровневую систему, например, аналогичную дереву Кейли. Вполне естественно предположить, что ряд уровней будет обладать физическими свойствами, отличными от кластеров предыдущих или последующих уровней. Данное различие может проявиться в электрических, термодинамических и других свойствах системы. Пока расстояние между двумя ближайшими кластерами меньше некоторого критического, характеризуемого радиусом корреляции ρ , который определяется согласно выражению $\frac{4\pi}{3}\rho^3 = \overline{n}v\left(\overline{n}-\text{среднее число узлов в кластере},\ v-\text{средний объем, приходящийся на частицу в кластере}), критическая доля объема <math>x$ новой фазы недостаточна для образования нового кластера. Существует критическое значение ξ_c объема новой фазы, определяемое следующим образом $\xi_c = \frac{\Delta_0}{v_0} \left(\frac{z}{1,5}\right)^{1/(a \cdot z)}$. При $\xi = \xi_c$ начинается слияние кластеров, которое приводит к образованию канала протека-

ния. В дальнейшем процесс развивается внутрь образца, приводя к появлению класте-

ризованных областей новой фазы по всему объему кристалла.

101

МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ГАЛОИДНЫХ СОЛЕЙ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО СЖАТИЯ

Мамчуев М. О., Карпенко С. В., Темроков А. И.

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

При нулевом внешнем давлении, как известно, энергетически стабильной является В1-структура (решетка типа NaCl) щелочно-галоидных кристаллов. В области килобарных давлений происходит полиморфное превращение $B1 \Rightarrow B2$, так как более энергетически выгодной становится более плотно упакованная В2-структура (решетка типа CsCl); при дальнейшем увеличении давления происходит схлопывние запрещенной зоны, и кристалл переходит в металлизированное состояние. Само превращение «диэлектрик – металл» осуществляется при некотором давлении p_m , когда термодинамические потенциалы В2-фазы и металлизированной фазы равны:

$$G_{B2} = G_m. (1)$$

Причем термодинамический потенциал диэлектрической (В2) фазы записывается в виде

$$G_{B2}(R) = \sum_{j=1}^{7} N_{j} U_{j}(a_{j}R) - \frac{\alpha_{\mu}}{R} - V \frac{\partial}{\partial V} \left[\sum_{j=1}^{7} N_{j} U_{j}(a_{j}R) \right], \tag{2}$$

где U(R) — потенциалы парного взаимодействия ионов, вычисленные самосогласованным образом в рамках метода функционала плотности, а суммирование проводится по семи координационным сферам; N_k — координационное число для k-й сферы; $a_k = R_k/R_1$ — отношение радиусов k-й и первой координационных сфер; V — объем элементарной ячейки; $a_m = 1,76268$ — постоянная Маделунга В2-структуры. Температура считается равной абсолютному нулю.

Термодинамический потенциал металлизированной фазы рассчитывается в рамках электронной модели Гомбоша. В этом подходе энергия решетки металла (в расчете на пару атомов)

$$U_{m} = -0.0772Z - \frac{0.9Z^{2} + 0.516Z^{\frac{4}{3}}}{R_{m}} + \frac{1.105Z^{\frac{5}{3}}}{R_{m}^{2}} + \frac{3Z(\frac{Zr_{0}^{2}}{6} - \frac{5r_{0}^{2}}{32\pi})}{R_{m}^{3}} + (\frac{3}{4\pi})^{\frac{1}{3}}C_{a}r_{0}^{3}\frac{Z^{\frac{4}{3}}}{R_{m}}$$
(3)

где Z — состояние окисления металла; R_m — расстояние между ближайшими соседями, r_0 — граничный радиус иона в металле; C_a = 0,738 — константа в модели Гомбоша. Объемная часть термодинамического потенциала металлизированной фазы может быть записана в виде

$$G_{mv} = N(U_m - \frac{\partial U_m}{\partial V} V_m), \qquad (4)$$

где N — число пар ионов разного знака в исходном кристалле. При давлении металлизации термодинамические потенциалы диэлектрической и металлической фаз равны. Следовательно, решая уравнение (1) с учетом выражений (2) — (4), получим значение давления металлизации p_m . Уравнение (1) решалось на ЭВМ путем построения зависимостей термодинамических потенциалов фаз от внешнего давления. Подобная процедура позволяла проводить расчет давления с точностью до 1 кбар.

ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Белошов О. Н.

Донецкий физико-технический ин-т им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина beloshov@mail.fti.ac.donetsk.ua

Считается, что структурная релаксация металлических стёкол может быть представлена как совокупность необратимых некоррелированных атомных перестроек в некоторых центрах релаксации. Суммарный вклад таких перестроек не вызывает макроскопической деформации [1], и только приложение внешней нагрузки приводит к ориентированной деформации.

Возможно ли наблюдение макроскопической деформации в образцах аморфных сплавов без приложения внешней нагрузки, а лишь за счёт внутренних напряжений?

Для наблюдения термостимулированной макроскопической деформации в образцах аморфного сплава без приложения внешней нагрузки нами были выполнен следующий эксперимент. Образец на лёгких кварцевых держателях помещался в печь и подвергался отжигу. Один держатель ленточного образца аморфного сплава $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ был зажат, другой свободен и снабжён датчиками угловых и линейных перемещений.

Под влиянием нагрева с постоянной скоростью (20 град/мин), свободный конец поворачивается вокруг длинной оси, и изменяется длина образца. Угол кручения возрастает с ростом температуры, достигая максимума (до 6°), и далее падает. Образцы, вырезанные из одной ленты, демонстрируют как левое, так и правое вращение. Однако максимумы левого и правого кручения находятся при различных температурах. Своих максимальных значений углы левого и правого поворотов достигают при различных температурах (596 и 630 К, соответственно). Положения максимумов для различных образцов одной ленты покрывают интервал 2,7° (правых поворотов) и 3,5° (левых); соответствующие температурные интервалы составляют 45 и 11 градусов.

Линейное удлинение сопровождается процессом структурной релаксации, которая может приводить как к дополнительному удлинению ленты вдоль её оси, так и к её укорочению.

Предложенная методика позволяет измерять направленную макроскопическую деформацию кручения и изменения длины ленточных образцов аморфных сплавов за счёт релаксации внутренних напряжений.

1. Бобров О.П., Косилов А.Т., Михайлов В.А., Хоник В.А. Явления механической релаксации, обусловленные структурной релаксацией металлических стёкол // Изв. РАН. Сер. Физ.-1996. – Т. 60. - № 9. – С.124-132.

О ВЛИЯНИИ НЕОДНОРОДНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОБАЛЬТОВОЙ СВЯЗКИ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ЗУБКОВ БУРОВЫХ ДОЛОТ

Ахметсагиров С. М., Амосов А. П., Бичуров Г. В., Ищук А. Г., Сальников М. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, shs@samgtu.ru

Одним из многочисленных применений порошковых материалов на основе карбида вольфрама (сплавы группы ВК) является изготовление оборудования для бурения горных пород, например, зубков к буровым долотам. Твердосплавные зубки закрепляются в шарошке, которая приводится во вращение и производит бурение путем периодических ударов зубков о различные горные породы. Таким образом, в процессе работы зубки испытывают циклическое воздействие ударного характера и через некоторое время разрушаются. В связи с этим одной из важнейших характеристик зубков является их стойкость в эксплуатации, о которой можно судить по испытаниям циклической стойкости зубков в эксперименте.

Экспериментальное исследование циклической стойкости зубков из сплавов ВК10 и ВК13 проводилось на установке специальной конструкции. Зубок запрессовывался в оправку и закреплялся на штоке ударного механизма. Шток совершал возвратно-поступательное движение в вертикальном направлении и с усилием ударного характера долбил металлическую плиту. После каждого удара плита перемещалась на шаг от 1 до 5 мм. По прохождении всей ширины плиты долбление продолжалось в обратном направлении со смещением вдоль поверхности плиты. Весь процесс происходил в автоматическом режиме. Рабочее давление составляло от 3,5 до 6,8 МПа, ход штока 10–16 мм, частота ударов –100 ударов/мин.

Для проведения испытаний были использованы зубки из одной партии сплавов ВК10 и ВК13 (по 100 штук каждого состава). В ходе исследований было установлено, что циклическая стойкость твердосплавных зубков, изготовленных в одинаковых условиях, может сильно различаться: образцы из ВК10 выдерживали от 65 до 7800 ударов о плиту, а из ВК13 – от 49 до 10000 ударов. Механические свойства порошковых материалов в значительной степени зависят от таких структурных составляющих, как дислокационная и зеренная структура, наличие и распределение пор, а также концентрационная неоднородность состава. Столь сильное различие в циклической стойкости позволило предположить наличие заметной неоднородности в структуре твердого сплава. Для уточнения характера структурной неоднородности были проведены дополнительные исследования: фрактография с помощью растровой электронной микроскопии поверхности изломов, обладающих максимальной и минимальной циклической стойкостью; анализ фазового состава малых объемов, прилегающих к поверхности разрушения образцов, с помощью рентгеновского излучения. По результатам исследований, при циклическом воздействии трещины распространяются, в основном, в связке Со, которая (как более пластичная среда по сравнению с карбидом WC) тормозит их развитие. Следовательно, отсутствие в каком-либо месте кобальта приводит к более быстрому распространению трещин и уменьшению циклической стойкости тведосплавного зубка.

БЫСТРАЯ ДИФФУЗИЯ В ТОНКОПЛЕНОЧНОЙ СИТЕМЕ Pd/Ag

Васильев А. Д., Иванов Е. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, vasilyevad@mail.ru

Принято считать, что в тонких пленках при среднем размере зерен ~ 0,1 мкм преобладает диффузия по границам зерен, при этом эффективный коэффициент диффузии не может быть больше среднего коэффициента диффузии по границам зерен. Однако в поликристаллических материалах часто преобладают границы зерен с минимальной энергией. Коэффициент диффузии по таким границам меньше, чем коэффициент диффузии по полным краевым дислокациям. Поэтому, если преобладает диффузия по краевым дислокациям, то эффективный коэффициент диффузии может быть больше среднего зернограничного коэффициента диффузии. Рассмотрению такой ситуации посвящена настоящая работа.

Серебряные и палладиевые пленки напылялись из вольфрамового испарителя в вакууме порядка 10⁻³ Па на стеклянную подложку. Вначале напылялась серебряная пленка, а затем – палладиевая. Толщина обеих пленок, измеренная рентгенографическим методом, была одинаковой – 0,1 мкм. По данным рентгеноструктурного анализа средний размер зерен в пленках составлял ~ 0,1 мкм. Температура диффузионного отжига 373-523 К. Время диффузионного отжига подбиралось таким, чтобы серебро проникало в палладиевую пленку примерно на одну треть ее толщины. Поэтому длительность диффузионного отжига зависела от температуры этого отжига. С понижением температуры длительность увеличивалась от 0,3 ч при 523 К до 10 ч при 373 К. Эффективный коэффициент диффузии определялся, исходя из анализа профиля рентгеновской дифракционной линии (111) твердого раствора диффузионной зоны образца. Точность использованной методики определения эффективного коэффициента диффузии максимальна в областях с максимальным коэффициентом диффузии. В исследованных образцах это области с содержанием палладия 80 – 95% Рd. В этом случае погрешность определения эффективного коэффициента диффузии из-за несистематической ошибки дифрактометра не превышает 10% [5]. Влияние различных факторов (напряжений, неравновесного распределения дислокаций несоответствия в диффузионной зоне и т.д.) увеличивает эту погрешность примерно до 50%.

Полученные значения эффективных коэффициентов диффузии (10^{-20} м²/с при 373К и 10^{-18} м²/с при 523 К) в области содержания 90–95% Рd на один–два порядка величины превосходят средние зернограничные коэффициенты диффузии при тех же самых гомологических температурах $T/T_{\rm пл}$ в ГЦК металлах.

Мы полагаем, что этот результат связан с тем обстоятельством, что в исследованной нами системе преобладает диффузия по полным краевым дислокациям. Необходимо, однако, отметить, что средние зернограничные коэффициенты диффузии, которые использовались для сравнения с эффективными коэффициентами, полученными в настоящей работе, относятся к различным ГЦК металлам, а не к палладию, для которого эти коэффициенты экспериментально не определялись. Если в палладии эти коэффициенты диффузии на два порядка больше, чем в других ГЦК металлах, то эффективные коэффициенты диффузии в нём не будут превышать средние коэффициенты диффузии по границам зерен. Детальная интерпретация полученных результатов требует дополнительных исследований.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ АГРЕГАТНЫХ СОСТОЯНИЙ ВЕЩЕСТВА ПРИ ЗАРОЖДЕНИИ ПЕРВИЧНЫХ ОЧАГОВ РАЗРУШЕНИЯ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

Васильев Л. С.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, uds@pti.udm.ru

В очагах разрушения твердых тел концентрируются высокие уровни растягивающей гидростатической нагрузки. В этих условиях становятся возможными структурнофазовые превращения, приводящие к частичной и даже полной потере порядка расположения атомов, локализующиеся вблизи очагов разрушения или мест их зарождения.

Разупорядочение решеточной структуры может существенно повлиять на возможность использования традиционных модельных представлений о зарождении и развитии очагов разрушения. В частности, возникают определенные ограничения на применении понятий решеточных дефектов (дислокаций, дисклинаций, точечных дефектов

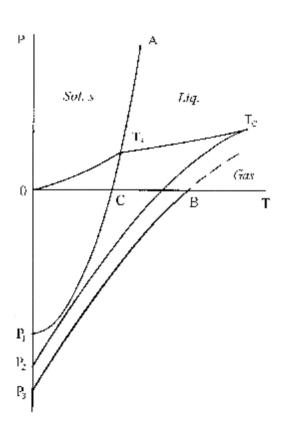


Рис. 1. Диаграмма равновесных состояний вещества в условиях термомеханического нагружения

и т.п.), поскольку в очагах разрушения решетка может не существовать совсем, полностью теряя дальний порядок расположения атомов.

Целью работы является исследование структурно-фазового состояния твердых тел в очагах разрушения и анализ корректности дислокационных моделей зарождения первичных очагов разрушения твердых тел.

Устойчивость атомного упорядочения в рамках кристаллической решетки является одним из основных предметов теории структурно-фазовых превращений конденсированного вещества. Общие требования этой теории, в основном, сводятся к тому, что полный анализ структурно-фазового состояния при любом термомеханическом воздействии на определенную атомную структуру следует проводить, предварительно построив соответствующие диаграммы равновесных фазовых состояний исследуемой системы. На рис. 1 показана схема такой диаграммы для условного вещества координатах p-T (p – давление, T – абсолютная температура). Сплошные линии указывают границы существования агрегатных состояний вещества при наличии свободных поверхностей и сжимающей гидростатической нагрузки. Из диаграммы видно, что при p < 0

(при растяжении) области существования твердой (Sol.s) и жидкой (Liq) фаз существенно зависят от температуры и давления. Процесс деформирования полностью определяет эти параметры, а, следовательно, ими полностью определяется и состояние вещества в очаге разрушения.

Методами микроскопической теории и термодинамики квазиравновесных систем в работе определены положения линий равновесия «твердое тело-жидкость» (линия P_1 — A), спинодали испарения жидкой фазы (линия P_2 - T_C) и спинодали испарения твердой фазы (линия P_3 -B) при сильном растяжении вещества. На основании этого показано, что еще до образования первичных очагов разрушения вблизи концентраторов напряжений могут протекать процессы локального плавления и сублимации твердой фазы.

ПРОБЛЕМЫ МЕТОДОВ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НАВОДОРОЖЕННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Бурнышев И. Н., Васильев Л. С.*, Лыс В. Ф.

Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск, *Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, uds@pti.udm.ru

К числу наиболее перспективных физических методов исследований относится метод ультразвукового (УЗ) зондирования конденсированных сред. С его помощью можно надежно определять многие физико-механические свойства материалов и характеристики протекающих в них процессов. УЗ-методами успешно исследуются процессы выделения и растворения избыточных фаз, пластического деформирования и разрушения, возврата, деформационного старения и т.п. Применение этих методов позволяет изучать различные релаксационные явления в материалах при больших скоростях нагружения, высоких давлениях и температурах.

В последнее время УЗ стали широко применять для исследования проблем водородной хрупкости коррозии металлов и сплавов. При использовании УЗ-метода появляется возможность получения экспериментальных данных о взаимодействии неравновесных дефектов структуры твердого тела (дислокаций, межфазных и межкристаллитных границ, пор, микротрещин и т.п.) с тепловыми колебаниями кристаллической решетки и примесными атомами. Это дает возможность оценить вклад неравновесных дефектов в прочностные и коррозионные свойства металлов. Однако в водородосодержащих средах эту информацию не всегда удается получить в чистом виде. Как правило, после зондирования принимаемые УЗ-сигналы искажены в результате процессов взаимодействия с атомами водорода, являющимися легкоподвижной примесью внедрения. Поскольку примесное затухание упругих волн зависит от частоты, то, в итоге, спектр принимаемого УЗ-сигнала может быть значительно деформирован.

В работе исследуются процессы взаимодействия продольных УЗ-волн с примесью водорода с целью изучения зависимости параметров их затухания от частоты колебаний.

Методами микроскопической теории рассмотрены особенности динамического поведения атомов водорода в кристаллической решетке металла в поле действия УЗ продольной волны. Показано, что возможный механизм водородного затухания волны может быть представлен следующей схемой. В равновесном состоянии все атомы водорода равномерно распределены по наиболее термодинамически выгодным междоузлиям определенного типа (в более общем случае возможно равновесное распределение по междоузлиям разных типов). УЗ-волна нарушает равноправие однотипных междоузлий, разделяя их на два класса, по-разному деформированных ею. Это приводит к тому, что атомам (или ионам) водорода становится выгодно сосредотачиваться только в одном из классов однотипных междоузлий. Поскольку атомы водорода обладают высокой подвижностью, они легко перемещаются в поле упругой волны, занимая наиболее

выгодные для себя позиции в кристаллической решетке металла. В результате УЗ-волна будет вынуждена совершать определенную работу по перемещению атомов водорода, что приводит к ее интенсивному затуханию.

В работе получены кинетические уравнения, определяющие динамику перемещения атомов водорода по междоузлиям в кристаллической решетке металлов и сплавов в полях упругих напряжений, генерируемых произвольным источником. Эти уравнения применены к исследованию частотной зависимости амплитудного затухания УЗсигналов.

Работа поддержана грантом РФФИ № 04-01-96020.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ЖИДКОЙ ШТАМПОВКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 И ВЛИЯНИЕ ЕЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Трифонов В. Г., Халикова Г. Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, vadimt@anrb.ru

Процесс жидкой штамповки представляет собой одновременно протекающую кристаллизацию расплава под давлением и пластическую деформацию. Данный вид обработки используется в процессах литья различных металлов и сплавов, в том числе, и алюминиевых. Наиболее подробно исследованы литейные сплавы, т.к. они обладают большей жидкотекучестью. Однако уровень механических свойств в этих сплавах, в сравнении с деформируемыми, относительно невелик.

Представляет интерес исследование влияния условий жидкой штамповки на структуру и механические свойства промышленного деформируемого алюминиевого сплава Д16.

Заготовки цилиндрической формы получали методом жидкой штамповкой в подогреваемом штампе. При этом на расплав прикладывали различное по величине давление, которое поддерживалось до завершения процесса кристаллизации. Полученные заготовки термообрабатывали по режиму Т6.

Проведенные микроструктурные исследования показали, что жидкая штамповка при низких температурах штамповой оснастки и малых давлениях приводит к формированию крупнокристаллической дендритной структуры со средним размером кристаллитов 280–2300 мкм. С повышением температуры штамповой оснастки, т.е. с уменьшением скорости охлаждения расплава, и повышением давления помимо дендритных кристаллитов образуется мелкокристаллическая структура, средний размер зерен в которой составил 13 мкм.

В результате исследования мелкокристаллической структуры с использованием EBSD анализа получили, что большинство зерен имеют большеугловые границы. Анализ структуры тонких фольг в просвечивающем электронном микроскопе выявил наличие также малоугловых границ и дислокационных скоплений в виде геликоидов.

Испытания механических свойств при комнатной температуре образцов с микрокристаллической структурой показали высокие значения временного сопротивления, условного предела текучести и относительного удлинения, соизмеримые с уровнем свойств деформированного сплава: $\sigma_B = 450 \text{ MHa}$, $\sigma_{0.2} = 370 \text{ MHa}$, $\delta = 5\%$.

КОМПЬЮТЕРНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ И ЗАСТЕКЛОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦ КРЕМНИЯ

Измоденов И. А., Новрузов А. Н., Галашев А. Е.

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

Методом молекулярной динамики изучены физические свойства застеклованной и аморфной наночастиц кремния, содержащих 300, 400 и 500 атомов, после серии всесторонних растяжений при $T = 300 \; \mathrm{K} \; \mathrm{c} \; \mathrm{cymmaphoй} \; \mathrm{величиной} \; \mathrm{деформации} \; \Delta l/l \approx 0.10 \; \mathrm{,} \; \mathrm{a}$ также в ходе нагрева от 300 до 1700 К. Предварительно в компьютерном эксперименте были получены два типа наночастиц кремния с некристаллической упаковкой атомов. К первому типу относится наночастица стекла, полученная путем быстрого охлаждения жидкой частицы кремния от температуры 3000 до 300 К, а ко второму – аморфная наночастица Si, исходная конфигурация для которой задавалась генератором случайных чисел, после чего проводилась структурная релаксация при T = 300 K. В обоих типах наночастиц энергетически наиболее выгодная упаковка атомов сохраняется в средних сферических слоях при всех исследуемых деформациях. Распределение по длинам Si – Si связей и более высокое среднее число приходящихся на атом связей указывают на большую статистическую устойчивость к деформации структуры наночастицы стекла. Эта наночастица имеет также более высокую кинетическую устойчивость по отношению к всестороннему растяжению. Радиальная компонента коэффициента подвижности здесь не доминирует над его тангенциальной компонентой и не подвержена непрерывному росту по мере перемещения от центра масс наночастицы к ее поверхности, как это имеет место в случае аморфной наночастицы. По мере усилия растяжения средняя длина Si – Si связей в наночастице стекла сокращается, а в аморфной наночастице, напротив, увеличивается (рис.1).

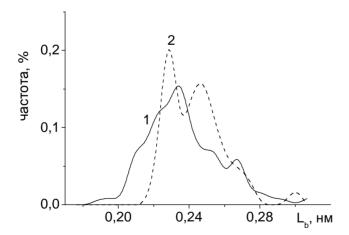


Рис.1. Распределение длин Si-Si связей в l — застеклованной и 2 — аморфной наночастицах при их растяжении с $\Delta l/l = 0.10$.

Плотность наночастиц увеличивается с ростом температуры и приближается к значению плотности массивного твердого кремния. При нагреве на 1400 К наблюдается переход от унимодального к бимодальному распределению длин связей, более сильно выраженному для наночастицы стекла. Средняя длина связей в аморфной наночастице, как правило, больше, чем в застеклованной, а среднее число связей, приходящихся на атом, практически для всех исследуемых температур ниже, чем у наночасти-

цы стекла. Отрицательные значения избыточной потенциальной энергии приходятся на средние концентрические слои наночастиц. В окрестности перехода плавления в поверхностной области наночастиц формируются жидкие слои.

КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ЖЕЛЕЗА

Корзников А. В., Корзникова Е. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, korznikova@anrb.ru

С целью изучения причин нестабильности структуры и свойств материалов после интенсивной пластической деформации (ИПД) при относительно невысоких температурах была разработана методология количественного анализа кинетики и механизмов релаксации структуры и свойств нанокристаллических материалов при низкотемпературном отжиге. В основу анализа была положена общая кинетическая теория релаксации напряжений в деформированных кристаллических телах, позволяющая количественно оценивать активационные параметры структурной релаксации при отжиге. Кинетику релаксации напряжений можно записать кинетическим уравнением Колмогорова, которое при определенных допущениях преобразуется в уравнение Авраами, часто используемое при изучении процессов рекристаллизации и фазовых превращений.

После ИПД образцов железа на наковальнях Бриджмена из дисковых образцов вырезали микрообразцы с размерами $8\times1,2\times0,1$ мм. До и в процессе изотермических выдержек в вакуумной печи при температурах от 200 до 450° С обшей продолжительностью 1 ч измеряли относительное сокращение длины образцов Dl/l.

Если пренебречь изменением сечения образцов, то кинетику процесса релаксации при этих температурах можно оценить по зависимостям, построенным по кривым в координатах $\ln \ln[l_0/\Delta l(t)] - \ln t]$. Получено семейство прямых линий, на одной из которых (отжиг при 450 °C) выявляются даже две стадии структурной релаксации. В пределах каждого отрезка экспериментальные точки были линеарованы. Полученные величины энергии активации на стадии II при всех температурах отжига находятся в пределах от 80 до 120 кДж/моль, что близко к энергии активации самодиффузии по большеугловым границам зерен и свидетельствует о возможности повышения степени их равновесности. Показатель степени n на этих стадиях составляет 0,68-0,72. Первая стадия возврата выявляется только при температуре 450°C. Ей соответствуют более высокие величины n и энергии активации (174 кДж/моль), что указывает на возможность развития процесса типа полигонизации, а точнее – перемещения дислокаций скольжением.

Проведенный термоактивационный анализ кинетических кривых, характеризующих процессы релаксации микронапряжений в образцах субмикрокристаллического технически чистого железа при низкотемпературном отжиге после ИПД, выявил полное соответствие механических и физических свойств экспериментальным данным о характере изменения их неравновесной кристаллической структуры.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ МАТЕРИАЛА ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

Прокофьева О. В., Бейгельзимер Я. Е.

ДонФТИ НАНУ, Донецк, Украина, prokofok@mail.ru

В настоящее время активно развиваются технологии, направленные на получение материалов с ультрамелкозернистой структурой путём реализации их интенсивной пластической деформации (ИПД). Ввиду этого возможность прогнозирования характеристик структуры материала, получаемого после того или иного процесса обработки, имеет большое практическое значение. Инструментом для получения такой информации выступает математическое моделирование, которое позволяет подбирать оптимальные схемы деформирования, рассчитывать момент разрушения заготовки для данного процесса, прослеживать эволюцию структурных характеристик материала.

Существующие к настоящему времени модели способны дать корректное описание далеко не всем наблюдаемым эффектам, что особо проявляется для процессов ИПД. В частности, локализация деформации в полосах и последующее образование слоёв пор в образцах, что экспериментально наблюдается при равноканальном угловом прессовании, не находит трактовки в рамках разработанных модельных представлений. Адекватные результаты моделирования процессов ИПД могут быть получены только с учётом взаимосвязи между процессами фрагментации структуры и её разуплотнения (путём порообразования) в процессе пластической деформации.

В данном докладе представлены расчеты в рамках феноменологической модели эволюции структуры при пластической деформации [1], которая была применена для описания конкретного процесса обработки металлов – винтовой экструзии (ВЭ) [2]. Данная модель основывается на принципе взаимной дополнительности процессов фрагментации и образования пор в деформируемом материале, то есть снижение интенсивности одного из них влечёт за собой повышение интенсивности другого и наоборот. Предпосылки к такому моделированию подробно рассмотрены в [3]. Согласно расчётам, которые были реализованы программным методом в пакете MatLab, ВЭ является достаточно эффективным методом накопления деформации. Проведенный сравнительный анализ различных схем ВЭ показал, что увеличение амплитуды деформирования при помощи схемы чередующихся разноимённых винтовых матриц обеспечивает более интенсивную фрагментацию структуры, но сопровождается ростом деформационной пористости и, следовательно, снижением пластичности материала. Решение данной проблемы, согласно расчетам, заключается в проведении ВЭ под давлением. Это позволит получать мелкозернистые материалы, характеризующиеся малой повреждённостью.

- 1. Beygelzimer Y. Grain Refinement Versus Voids Accumulation During Severe Plastic Deformation of Polycrystals: Mathematical Simulation // Mech. of Mat. V.37, 2005, P.753-767.
- 2. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г. Винтовая экструзия процесс накопления деформаций. Донецк: ТЕАН, 2003. 87с.
- 3. Бейгельзимер Я.Е., Эфрос Б.М., Прокофьева О.В. Фрагментация структуры и разрушение металлических материалов при больших пластических деформациях // ФТВД 14, №3, 2004, с. 58-73.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАСТИН САПФИРА, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПО ПЛОСКОСТЯМ (0001) И ($10\overline{1}$ 2)

Бритвин А. А., Литвинов М. Ю.*, Литвинов Ю. М.**, Скворцов В. Н.*

НИЦ "Микростайл", Москва, Зеленоград, * ИМАШ РАН", Москва,, ** ЗАО "ЭЛМА - Малахит", Москва, Зеленоград

Существуют различные способы определения механических свойств (модуля Юнга, E, истинной твердости, $H_{\text{ист.}}$ и трещиностойкости, K_{Ic}), использующих методы непрерывного микро- [1] и наноиндентирования [2] и исключающих необходимость микроскопических измерений размеров отпечатков трещин. Для этих целей пользуются исключительно параметрами, извлекаемыми из особенностей кривых нагружения и разгружения диаграмм вдавливания F-h, где F – сила (в H), а h – глубина проникновения индентора (в мкм). Приведенный модуль Юнга испытуемого материала $E' = \frac{E}{1-\nu^2} = \frac{S}{\beta\sqrt{k\cdot h_{nn}^2}}$, где $S = \frac{dF}{dh}$ — на начальном участке кривой разгружения, $\beta = 1,034$ и k=24,5 для пирамиды Берковича, $\nu = 0,21$ для сапфира. Истинную твердость, $H_{\text{ист.}}$, определяли по формуле: $H_{\text{ист.}} = \frac{F_{\text{max}}^3}{9\alpha\cdot(\tan\psi)^2\cdot W_{nn}^2}$, где F_{max} — максимальная нагрузка, $\alpha = 3\sqrt{3}$, ψ — угол пирамиды Берковича, $W_{nn} = W_{oбщ} - W_{ynp}$, где $W_{oбщ}$ — интеграл от кривой нагружения, взятый в пределах от 0 до h_{max} , W_{ynp} — интеграл от кривой разгружения, взятый в пределах от h_{ocm} до h_{max} . Таким образом, для (0001)-плоскости сапфира

 $K_{\rm Ic}$ определяется по известной формуле: $K_{\rm Ic} = k \left(\frac{E}{H}\right)^{1/2} \cdot \left(\frac{F}{c^{3/2}}\right)$, где k=0,026 для сапфира [2]. Длина трещин c определяется по величине протяженности рор-іп эффекта на участке нагружения диаграммы F-h: $c=\sqrt{2}\cdot \left(h_m-h_x\right)+Q\cdot \frac{E'}{H}\cdot h_x$, где Q=3,0 – безразмерный множитель для сапфира. Подставляя в эту формулу значения E'/H для плоскостей (0001) и (10 $\overline{1}$ 2), равные 5,3 и 4,8, а также значения h_m и h_x , равные, соответственно, 2,57 и 0,237 мкм для плоскости (0001) и 2,85 и 0,167 мкм для плоскости (10 $\overline{1}$ 2), получим значения длины трещин 7,07 и 6,14 мкм. Вычисленные значения $K_{\rm Ic}$ оказались равными 9,0 и 10,5 МПа·м $^{1/2}$ для плоскостей (0001) и (10 $\overline{1}$ 2). Эти значения не кажутся слишком большими на фоне значения $K_{\rm Ic}=5,5$ МПа·м $^{1/2}$ для поликристалла Al_2O_3 со средним размером зерна, равным 6 мкм [3].

нашли E' = 419,9 ГПа и $H_{ucm.} = 79,2$ ГПа; для плоскости (10 $\overline{1}$ 2), соответственно, E' =

292,8 ГПа и $H_{ucm.} = 61,3$ ГПа.

^{1.} Ю.М. Литвинов, М.Ю. Литвинов. Изв. вузов. Материалы электронной техники. 2004, №4, С.11-16.

^{2.} T.Scholz et. al. Appl. Phys. Letters. 2004, V.84, №16, P.3055-3057.

^{3.} O.Desa, S.Bahadur. Wear. 2001, V.251, P.1085-1093.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЕРХНЕГО ПОРИСТОГО СЛОЯ ПОЛИРОВАЛЬНИКА МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Бритвин А. А., Литвинов М. Ю.*, Литвинов Ю. М.**, Скворцов В. Н.*

НИЦ "Микростайл", Москва, Зеленоград, * ИМАШ РАН", Москва, ** ЗАО "ЭЛМА - Малахит", Москва, Зеленоград

Впервые предпринята попытка применить метод непрерывного микроиндентирования, обычно применяемого для одновременного определения приведенного модуля упругости E' и истинной твердости H_{ucm} приповерхностных слоев твердых материалов [1,2], для определения механических свойств верхнего пористого слоя полировальника на полиуретановой основе, как в исходном состоянии, так и после проведения определенного количества циклов процесса химико-механического полирования (ХМП).

Методика исследования была подобна описанной в [1,2] за исключением использования пирамиды Берковича вместо Виккерса. Она была видоизменена с учетом структуры двухслойного полировальника "Ciegal-7355-000F", предназначенного и используемого для финишной стадии полирования $GaAs(\overline{111})B$. Задача состояла в разделении механических свойств "мягкого" верхнего пористого слоя от более твердой полиуретановой основы. Для этого глубина проникновения индентора в верхний пористый слой не должна превышать 20% от толщины пористого слоя. При толщине верхнего пористого слоя 530 мкм глубина проникновения индентора не должна превышать 100 мкм. Нижняя граница глубины внедрения была определена, исходя из размера пор (~40 мкм). Считая, что пора является сферической, глубина внедрения индентора должна быть не менее 20 мкм.

Методология расчета приведенного модуля упругости E и истинной твердости H_{ucm} . была аналогичной изложенной в [2]. После проведения измерений и расчетов по [2] сравнивали механические свойства полировальников в исходном состоянии (0 циклов ХМП) и после проведения на одном и том же полировальнике 18-ти процессов ХМП. Данные расчетов по указанному в [2] алгоритму приведены в таблице.

Параметры	0 циклов ХМП	18 циклов ХМП
E', MΠa	6,8	9,2
$H_{ucm.}$, МПа	0,9	1,5

После проведения 18-ти циклов ХМП приведенный модуль упругости E' и истинная твердость H_{ucm} несколько выросли с 6,8 до 9,2 МПа и с 0,9 до 1,5 МПа, соответственно. Полировальник, прошедший 18 циклов ХМП, насыщен влагой и суспензией и имеет структуру, отличную от исходной: 1) вершины пор (ее краев) срезаны; 2) из-за срезания краев пор их эффективный размер становится больше. Полученные данные уже использованы для расчетов скорости съема $GaAs(\overline{111})B$ по разработанной ранее модели.

- 1. Ю.М. Литвинов, М.Ю. Литвинов. Изв. вузов. Материалы электронной техники. 2004, №4, С 11-16
- 2. А.А. Бритвин и др. см. наст. сборник. 2006. С. 112.

ИЗНОСОСТОЙКОЕ ПОКРЫТИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ ШАРОШКИ БУРОВОГО ДОЛОТА

Макейкин И. В., Ненашев М. В.*, Ибатулин И. Д.*, Кремлёв В. И.*

OAO «Волгабурмаш», Самара, <u>imakeikin@mail.ru</u> * СамГТУ, Самара

При работе шарошечных буровых долот малых и средних типоразмеров в абразивных средах часто происходит потеря твёрдосплавного вооружения (зубков) из-за эрозионного износа поверхностей стальных корпусов шарошек, в которые запрессованы эти зубки. Поверхность шарошки состоит их межвенцовых и межзубковых поверхностей. При эрозионном износе этих поверхностей глубина отверстий, стенки которых удерживают при запрессовке цилиндрические части зубков, уменьшается. Выступание зубков над телом шарошки существенно возрастает, возрастают изгибающие усилия и усилия выворачивания зубков. Это уменьшает прочность запрессовки зубков и способствует их выпадению из тела шарошки во время бурения. В связи с этим возникает потребность в защите межзубковых и межвенцовых поверхностей шарошек напылением тонкого слоя износостойкого материала.

Корпуса шарошек изготавливаются из стали 14X2H3MA и перед запрессовкой твёрдосплавных зубков подвергаются закалке и низкому отпуску; твёрдость поверхности составляет 38-45 HRC, что недостаточно для сопротивления эрозионному износу.

Для решения данной проблемы на OAO «Волгабурмаш» были изготовлены опытные партии долот 124,0 МЗ-ГАУ R 498Б и проведено напыление межзубковых и межвенцовых поверхностей шарошек износостойким покрытием WC/Co толщиной до 0,3 мм различными методами: высокоскоростным газотермическим (HVOF) на OOO «ТСЗП» (г. Москва), детонационным в ИГиЛ (г. Новосибирск) и в СамГТУ (г. Самара).

По результатам отработки опытных партий долот отмечено снижение количества отказов в связи с потерей вооружения. Оба метода нанесения покрытия показали положительные результаты.

Анализ отработанных долот и характера износа покрытия позволяют сделать вывод о необходимости дальнейшей работы по увеличению адгезии износостойкого покрытия и металла шарошки; исключению частичного или полного отслоения покрытия вокруг зубков основных венцов и тыльного корпуса шарошек, подверженных наиболее сильному воздействию эрозионных частиц, выражающемуся не только в истирании, но и в микроударах.

Решением данной задачи является исследование следующих направлений: изучение оптимальных параметров нанесения покрытий и определение основных качественных показателей (адгезии и износостойкости) для различных методов; изучение влияния дополнительной термической обработки на величину адгезии и материал шарошки или использования промежуточного более мягкого полслоя. Работы по всем указанным направлениям ведутся на ОАО «Волгабурмаш».

ПРИМЕНЕНИЕ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА К ИССЛЕДОВАНИЮ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Кучерявский С. В., Поляков В. В., Лепендин А. А.

ГОУ ВПО «Алтайский государственный университет», Барнаул, pvv@asu.ru

Анализ процессов деформации и разрушения металлических материалов позволяет предсказать их поведение при различных механических воздействиях. Особый интерес среди таких материалов представляют пористые металлы. При их деформации возникает резко неоднородное механическое поле, которое характеризуется мощными концентраторами напряжений на границах раздела твердой фазы и порового пространства. Это приводит к существенным особенностям в протекании пластической деформации и разрушения. В настоящей работе был проведен анализ поверхностей разрушения пористых металлов на основе железа.

Образцы для исследований изготавливались путем прессования металлических порошков и последующего спекания в вакууме при 1450 К. Значения пористости задавались в широком интервале от 0 (армко-железо) до 40%. Деформация осуществлялась по схемам статического одноосного растяжения и сжатия при комнатной температуре вплоть до разрушения образцов. Для изучения физических механизмов пластической деформации и разрушения привлекались акустико-эмиссионные измерения.

Количественное исследование поверхностей разрушения проводилось путем измерения фрактальных размерностей изломов. Фрактальные размерности D измерялись двумя методами: методом островов среза (D_1) и методом подсчета клеток (D_2) . В первом случае в качестве изучаемых объектов использовались острова среза, получаемые при сечении поверхности разрушения плоскостью шлифа. Значения D_1 вычислялись по соотношениям между периметром соответствующей границы и площадью «острова». Во втором случае поверхность среза покрывалась кубами с данным размером ребра, и подсчитывалось число кубов, содержащих элемент поверхности. Значения D_2 находились в двойном логарифмическом масштабе по зависимостям между числом кубов и их линейным размером.

Результаты измерений показали, что значения D_1 и D_2 выше топологических размерностей (равных, соответственно, 1 и 2). Именно при P=0,06 величины $D_1=1,22$; $D_2=2,29$; при P=0,13 величины $D_1=1,28$; $D_2=2,25$; при P=0,16 величины $D_1=1,31$; $D_2=2,23$; при P=0,23 величины $D_1=1,35$; $D_2=2,18$. Это свидетельствует о том, что поверхность разрушения имеет фрактальный характер. Значения D_1 описывают границы плоских островов среза, тем самым характеризуя поверхность разрушения на мезомасштабах, сопоставимых с размером зерна. Величина D_2 описывает рельеф излома в трехмерном пространстве, характеризуя поверхность разрушения на меньшем масштабном уровне. Значения D_1 увеличивались с возрастанием пористости. Это обусловлено тем, что рост числа и размеров пор приводит к увеличению вклада хрупкого разрушения, связанного с большим масштабом структурных элементов фрактограмм. Значения D_2 с ростом пористости уменьшались, что отражает снижение доли вязкого разрушения и сглаживание рельефа излома на меньшем масштабном уровне. Проведено сопоставление поведения величин D и информативных параметров акустической эмиссии.

ЭНЕРГИЯ ОБРАЗОВАНИЯ И АКТИВАЦИИ МИГРАЦИИ ВАКАНСИЙ ВБЛИЗИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИСКЛИНАЦИИ

Мурзаев Р. Т.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, mur611@mail.ru

В настоящее время механизм зернограничной диффузии остается одним из наименее понятых свойств наноматериалов. Экспериментальные данные свидетельствуют как о повышении коэффициента диффузии на много порядков по сравнению с коэффициентом диффузии в обычных поликристаллах, так и о незначительном изменении. Имеющиеся в литературе теоретические работы имеют, в основном, феноменологический характер.

Для объяснения механизмов диффузии в наноматериалах большую роль играет компьютерное моделирование атомной структуры границ зерен и стыков. С помощью атомного компьютерного моделирования методом молекулярной статики с использованием многочастичного межатомного потенциала для никеля, разработанного на основе метода погруженного атома, рассчитаны энергии образования и активации миграции вакансий в границе наклона [001] при наличии в ней клиновой дисклинации. Из полученных результатов были произведены оценки средней концентрации вакансий и вероятности переходов вакансий в зависимости от ширины области усреднения по границе. Исследованы границы $\Sigma = 5$ (310) $\theta = 53,1^{\circ}$, содержащие дисклинации с мощностью $\omega = -5.2^{\circ}$ и $\omega = 5.0^{\circ}$.

Показано, что высокие внутренние напряжения, вызванные дисклинациями, оказывают весьма сильное влияние на коэффициент диффузии. В области ядра дисклинации размером порядка 5 нм энергии вакансий существенно отличаются от значений, характерных для бездефектной границы. Основные отклонения энергии образования и активации миграции вакансии наблюдаются в области ядра дисклинации (до 0,3 эВ); на расстоянии 5 нм отклонения составляют не более 0,12 эВ.

Наиболее значительные отклонения средней концентрации вакансии от значений в бездефектной границе наблюдаются вблизи дисклинации. Для положительной дисклинации наблюдается увеличение на 3-4 порядка, а для отрицательной дисклинации – уменьшение на 2-3 порядка. В области с радиусом 5 нм от дисклинации эти отклонения составляют не более 3 порядков. Существенные изменения вероятности переходов наблюдаются также вблизи дисклинации, отклонения приблизительно составляют 3 порядка, а в области с радиусом 5 нм эти изменения не более 2 порядков. Таким образом, среднее изменение коэффициента диффузии вблизи ядра дисклинации может составлять 3-4 порядка, а в области с радиусом 5 нм — не более 2 порядков.

Исходя из результатов расчетов, можно ожидать значительного повышения коэффициента диффузии вблизи тройных стыков, содержащих дисклинации, в наноматериалах.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ – РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ТИТАНА С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ КУЗНЕЧНОЙ ПРОТЯЖКОЙ

Кокорев О. Б., Латыш В. В., Кандаров И. В., Александров И. В.*, Щербаков А. В.*, Краллич Г.**, Фодор А.**

ГУП ИНТЦ "ИСКРА" РБ, Уфа, <u>latysh-vv@mail.ru</u> * ИФПМ НИЧ УГАТУ, Уфа,

** Будапештский университет технических и экономических наук, Венгрия

За последние годы в области получения методами упрочняющей деформации материалов со сверхвысокими механическими свойствами наметились тенденции, направленные на увеличение объёмов выпуска таких материалов. Это обусловлено всё возрастающим спросом на подобные материалы не только со стороны исследовательских организаций, но и промышленных коммерческих предприятий.

Наиболее интересным объектом для внимания в подобной ситуации является технически чистый титан с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Коммерческая привлекательность такого материала состоит в возможности его использования для изделий медицинской техники, где необходима комбинация высоких механических свойств с биосовместимостью. Основная потребность материала в данной области ограничена сортовым прокатом Ø6...10 мм (элементы крепежа, стержни и др.). В связи с этим была разработана технология получения полуфабрикатов (прутков) из технически чистого титана (типа ВТ1-0) с УМЗ структурой. В процессе разработки технологии были проведены работы по её оптимизации с целью повышения производительности и однородности структуры.

Одним из важных моментов при получении изделий посредством пластической деформации является прогнозирование свойств и механизма формообразования. Сегодня наиболее эффективным инструментом в данной области являются программные комплексы, способные моделировать поведение материала при различных видах контактного воздействия на него (ковка, прокатка и др.).

В рамках проекта была проделана работа по имитационному моделированию процесса равноканального углового прессования (РКУП) с последующей ковкой. Моделирование проводилось с использованием системы QForm3D. В процессе работы на основании данных по пластометрии была создана модель материала, обладающая возможностью проводить компьютерную имитацию с большими степенями деформации в широком диапазоне температур.

Наибольший интерес в работе вызывала последующая после РКУП упрочняющая деформация. В отличие от процесса РКУП, моделированию процесса ковки в фигурных бойках ранее не было уделено достаточного внимания. В рамках данной части работы были проведены:

- проверка на адекватность полученной модели заготовки путём сравнения её полей деформации с полями деформации реальной заготовки;
- оптимизация процесса деформационного упрочнения путём анализа однородности полей деформации в зависимости от степени обжатия заготовки в бойках.

Полученные в результате данные помогут оптимизировать процесс структурообразования и сформулировать рекомендации для проектирования рациональной технологии.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОМБИНИРОВАННЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЫШЕННЫХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В УСЛОВИЯХ ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Латыш В. В., Половников В. М., Кандаров И. В., Салимгареева Г. Х.

ГУП ИНТЦ "ИСКРА" РБ, Уфа, latysh-vv@mail.ru

Несмотря на принципиально доказанную возможность получения наноструктур и заданных физико-механических свойств в титане, получение таких заготовок со стабильно высокими свойствами остается проблемой.

Решение данной задачи особенно важно при разработке высокопроизводительных методов получения заготовок увеличенных размеров.

Наши исследования были посвящены совершенствованию режимов термомеханической обработки и конструкции оснастки, с помощью которых реализуются деформационные методы получения наноструктур. Результаты исследований позволили предложить универсальную схему построения производительного процесса получения наноструктурных полуфабрикатов из сплавов на основе титана.

Данная схема представляет комбинацию деформационных методов: предварительной подготовки структуры, интенсивной пластической деформации, упрочняющих операций.

Детальный анализ различных этапов комбинированного процесса был положен в основу построения рационального варианта получения длинномерных заготовок из коммерчески чистого титана.

В процессе работы были изучены особенности формирования ультрамелкозернистой структуры в заготовках, эволюция механических свойств на различных этапах технологического процесса. Установлено, что формирование однородной УМЗ структуры в полуфабрикате из технически чистого титана с размером альфа-зерен около 100 нм, позволил повысить прочные характеристики СР Ті Grade2 до $\sigma_{\rm B} \ge 1000$ МПа, $\sigma_{02} \ge 900$ МПа, $\sigma_{-1} = 470...500$ МПа на базе 10^6 циклов, $\delta \ge 11\%$, СР Ті Grade4 до $\sigma_{\rm B} \ge 1100$ МПа, $\sigma_{02} \ge 940$ МПа, $\delta \ge 12\%$, $\sigma_{-1} = 550...570$ МПа на базе 10^6 циклов. Разброс механических свойств по длине заготовки составил менее $\pm 5\%$.

Апробация процесса показала возможность получения титановых прутков диаметром 7 мм и длиной 1000 мм, а в перспективе — свыше 3000 мм. При этом было обеспечено снижение отходов металла, стабильность качества получаемого продукта, уменьшение трудоемкости.

Произведенные таким образом полуфабрикаты с повышенными физикомеханическими свойствами предназначены для конструкционного использования и могут найти свое применение, например, в медицине и автомобилестроении.

ПРИМЕРЫ ПОЛУЧЕНИЯ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ ОПЫТНЫХ ПАРТИЙ ТИТАНОВЫХ НАНОПОЛУФАБРИКАТОВ РАЗЛИЧНОЙ НОМЕНКЛАТУРЫ

Кандаров И. В., Кокорев О. Б., Латыш В. В., Салимгареева Г. Х., Валиев Р. З.*,

> ГУП ИНТЦ "ИСКРА" РБ, Уфа, <u>latysh-vv@mail.ru</u> * ИФПМ НИЧ УГАТУ, Уфа

В последние годы широкое развитие получило новое направление получения объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов (с размерами зерен менее 200 нм) методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Такие материалы обладают повышенными физико-механическими характеристиками. Тем не менее, получение заготовок для конструкционных целей с различными типоразмерами, а также со стабильно высокими и однородными свойствами, остается проблемой.

Наши исследования были посвящены развитию опытно-промышленной технологии производства нанополуфабрикатов с целью расширения номенклатуры получения не только прутков, но и трубных заготовок, проволоки, полосы из технически чистого титана (BT 1-0, CP Ti Gr2, CP Ti Gr4).

Исследования включали в себя детальный анализ различных этапов комбинированного процесса, который был положен в основу технологии производства титановых полуфабрикатов различной номенклатуры. При этом основными объектами исследований и модернизации являлись предварительная деформация материала, интенсивная пластическая деформация — равноканальное угловое прессование (РКУП) и упрочняющие формообразующие операции протяжки, прокатки, волочения.

На основе предложенной технологии были разработаны и изучены режимы обработки и получены следующие полуфабрикаты: прутки $\emptyset 7...24$ мм, трубные заготовки, проволока и полосы. Проведённые исследования показали, что в этих полуфабрикатах сформирована равномерная УМЗ структура с рекордными механическими свойствами. Исследование механических свойств показало, что в полученных полуфабрикатах удаётся повысить характеристики прочности (σ_B , σ_{02}) примерно в 2...2,5 раза по сравнению с исходным крупнозернистым материалом. При этом пластичность остаётся на достаточно высоком уровне ($\delta = 8...12$ %), что позволяет производить дальнейшую обработку материала для получения изделий.

Полученные полуфабрикаты из титана могут быть использованы при изготовлении деталей ответственных конструкций, работающих при температуре ниже 200 °C.

ДИНАМИЧЕСКИЙ СЦЕНАРИЙ ЗАРОЖДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕРЕГИБОВ

Кравцов А. В.

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург

Для исследования особенностей динамики атомов решетки, расположенных вблизи ядра дислокации, атомы рассматривались в модели, являющейся обобщением известной модели Френкеля–Конторовой на двумерный случай.

Изучение динамики атомов выполнялось методом численного моделирования. Для рассмотрения динамического поведения решетки при конечных температурах был применен метод уравнения Ланжевена.

Обнаружено, что на начальной стадии движения дислокации под действием внешнего напряжения σ , меньшего, чем напряжение Пайерлса σ_p , движение дислокации полностью контролируется механизмом зарождения и распространения термических дислокационных перегибов, в соответствии с имеющимися теоретическими представлениями.

Вместе с тем, было обнаружено, что зарождение, динамика и взаимодействие перегибов не всегда соответствуют ожидаемым на основе традиционных представлений.

В частности, было обнаружено, что при повышении температуры или приложенного внешнего напряжения возникает новый механизм зарождения дислокационных перегибов.

Этот новый механизм зарождения обусловлен особенностями динамики атомов кристаллической решетки, в отличие от традиционно рассматриваемого механизма, предполагающего зарождение пары кинк-антикинк посредством термической флуктуации. Поэтому вновь обнаруженный механизм зарождения естественно назвать динамическим.

Вместе с тем, необходимо отметить, что и при образовании пары кинк–антикинк по динамическому механизму температурные эффекты играют существенную роль.

Зарождение пары кинк—антикинк по динамическому механизму представляет собой размножение уже существующих пар кинк—антикинк. В рассматриваемой модели кинк и антикинк при столкновениях могут не аннигилировать, а проходить друг сквозь друга, подобно солитонам. Поскольку при этом ширина перегиба составляет 1–3 межатомных расстояния, то этот эффект является чисто решеточным и не может быть объяснен интегрируемостью модели Френкеля—Конторовой в континуальном пределе.

После прохождения перегибов пары кинк—антикинк друг сквозь друга на месте их столкновения образуется локализованное остаточное бризероподобное возбуждение. Это возбуждение может аккумулировать в себя энергию термических колебаний кристаллической решётки и, таким образом, развиваться, а не затухать. В результате такого развития это возбуждение распадается на новую пару кинк—антикинк.

При достаточно высоких температурах и/или внешних напряжениях равновесная концентрация перегибов на линии дислокации начинает определяться числом их столкновений, а не вероятностью термофлуктуационного перехода пайерлсовского барьера.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Наумов Л. А., Докукина И. А., Ананьева Е. А.

ГОУ ВПО Самарский Государственный Аэрокосмический Университет имени академика С. П. Королева naumov_anton@mail.ru

Важной проблемой, связанной с созданием экономичных и эффективных газотурбинных двигателей, является проблема повышения температуры рабочих газов. Особую остроту приобретает задача создания новых материалов, удовлетворяющих требованию эксплуатации при воздействии высоких температур. Перспективным решением данной задачи является применение защитных покрытий на рабочих поверхностях деталей, подвергающихся воздействию высоких температур. Нанесение плазменных термозащитных покрытий (ТЗП) на рабочие поверхности деталей горячего тракта ГТД позволяет значительно увеличить ресурс их работы. Широкое распространение в качестве материала термозащитного покрытия получил диоксид циркония. Его достоинствами являются относительно высокий (по сравнению с другими оксидами) ТКЛР и низкая теплопроводность. К недостаткам диоксида циркония следует отнести то, что чистый ZrO₂ – полиморфный материал, существующий в виде трех модификаций: моноклинной, тетрагональной и кубической. Такое покрытие обладает повышенной хрупкостью. Получение стабильной модификации является важной задачей, которая частично решается добавлением MgO, CaO, CeO, Y₂O₃ и оптимизацией режимов плазменного напыления.

Большинство деталей горячего тракта ГТД имеют сложную форму, а рабочие поверхности представляют собой ограниченные внутренние полости. К таким деталям относятся, например, жаровые трубы, конструктивно представляющие собой тонкостенные полости переменного диаметра (от 70 до 110 мм) для течения рабочего газа. Для защиты жаровых труб от воздействия высокотемпературного потока необходимо нанести ТЗП на их внутреннюю поверхность, что связано с рядом трудностей, основная из которых заключается в том, что уменьшение дистанции напыления и затрудненный теплоотвод вследствие конструктивных особенностей детали могут привести к перегреву, прожогам и оплавлению ее поверхности и недопустимому изменению структуры материала детали и покрытия. Ограничение дистанции напыления может привести к проблеме неполного проплавления порошка напыляемого материала, вследствие чего покрытие может получиться с низкими физико-механическими свойствами. В связи с этим решающее значение приобретает выбор оптимальных режимов напыления таких деталей. Так как при этом необходимо решить несколько противоположных задач и провести большой объем экспериментов, целесообразно применить метод математического планирования эксперимента. В качестве входных были приняты параметры, определяющие состояние частиц напыляемого порошка в момент осаждения на основу: состав плазмообразующих газов; сила тока дуги; гранулометрический состав порошка. В качестве выходных параметров оптимизации приняты: количество термоциклов до разрушения; микротвердость напыленного слоя; пористость.

На выбранных оптимальных режимах были напылены опытные образцы. Металлографические, рентгеноструктурные исследования, а также исследования физикомеханических характеристик подтвердили получение необходимого комплекса свойств термозащитного покрытия.

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ И СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Куранаков С. Я.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, sopromat116@mail.ru

Развивается метод расчета элементов конструкций на малоцикловую усталость при нестационарных режимах термомеханического нагружения и сложном напряженном состоянии.

Для расчета диссеминированных повреждений Π ($0 \le \Pi \le 1$) в сталях 45, 12X18H10T и сплавах XH65BMTЮ, XH80TБЮА в условиях нормальных, повышенных и высоких температур применяется феноменологическое уравнение накопления повреждений энергетического типа [1]. Энергетическое уравнение позволяет учитывать циклическую нестабильность вплоть до момента разрушения, что очень важно для материалов с ярко выраженным свойством разупрочнения. Повреждения малоцикловой усталости зависят, с одной стороны, от необратимой работы циклического нагружения элемента материала и, с другой стороны — от работы одностороннего накопления пластической деформации. Кроме того, в расчет вводится третий вид обратимых напряжений, которые появляются с приложением растягивающего напряжения и исчезают с его удалением.

Расчетные меры повреждений по энергетическому уравнению сравнивались с данными, полученными на трубчатых образцах с толщиной стенки 1 мм, длиной рабочей части 50 мм, изготовленных из используемых материалов и испытанных в следующих условиях:

- 1. Сталь 45, стационарное и нестационарное симметричное изотермическое нагружение (растяжение—сжатие с одновременным внутренним давлением, растяжение—сжатие с кручением и одновременным внутренним давлением), число циклов до разрушения образцов составило $N_{\rm p}=8...554$;
- 2. Сталь 12X18H10T, стационарное и нестационарное симметричное изотермическое нагружение (растяжение—сжатие с одновременным внутренним давлением, растяжение—сжатие с кручением и одновременным внутренним давлением), число циклов до разрушения образцов $N_{\rm p} = 144...2805$;
- 3. Сталь 12X18H10T, стационарное и нестационарное симметричное термомеханическое нагружение (растяжение–сжатие с кручением), число циклов до разрушения образцов $N_p = 81...866$;
- 4. Сплав ХН65ВМТЮ, стационарное и нестационарное симметричное нагружение (растяжение–сжатие с кручением), число циклов до разрушения образцов $N_{\rm p}=154...1397$;
- 5. Сплав ХН80ТБЮА, чередование нестационарного ступенчатого симметричного нагружения (растяжение–сжатие с кручением) с высокотемпературной ползучестью.

Анализ расчетных значений меры повреждений на момент фактического разрушения образцов позволяет заключить, что используемое уравнение удовлетворительно предсказывают момент разрушения.

1. Павлов П.А. Основы инженерных расчетов элементов машин на усталость и длительную прочность. – Л.: Машиностроение, – 1988. – 252 с.

ТРЕНИЕ КОМПОЗИТОВ СО СТАЛЬНОЙ ОСНОВОЙ В УСЛОВИЯХ СКОЛЬЗЯЩЕГО ТОКОСЪЕМА

Фадин В. В, Алеутдинова М. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, <u>aleut@ispms.tsc.ru</u>

Материалы для скользящего токосъёма имеют, как правило, в качестве основы углеграфит или медь-графит, которые не могут пропускать электрический ток более 50 А/см² [1]. Поэтому разработка материалов для скользящих электрических контактов, способных пропускать большие плотности тока, является актуальной. Наиболее известным методом решения этой задачи является создание композитов с непрерывной металлической матрицей и равномерно распределённой твёрдой электропроводящей смазкой [2]. При высокой плотности тока в скользящем контакте происходит заметное повышение температуры, поэтому поверхность трения должна иметь устойчивость к окислению и стабильность физико-механических свойств, а продукты окисления должны формироваться с хорошими антифрикционными свойствами [3]. Возможным элементом, увеличивающим прочность поверхностного слоя и его стойкость к окислению, является хром.

Целью настоящей работы является определение интенсивности изнашивания и температуры нагрева модельных композитов в сравнении со свойствами серийного токосъемного металлического материала, а также представление вольтамперной характеристики (BAX) трибосопряжения композит–контртело (ст.45, 50HRC), находящегося в условиях скользящего токосъёма.

Модельные материалы представляют собой матрично-наполненные композиты, имеющие состав Cu-10об.%Гр-70об.%AЧ, Cu-10об.%-70об.ШX, Cu-10об.%Гр-X13M2, где Cu – медная матрица; Гр. – графит ГК-3 (твёрдая смазка); АЧ, ШХ, X13M2 - твёрдые наполнители, содержащие хром (АЧ - аустенитный чугун; ШХ - подшипниковая сталь ШХ15, полученная переработкой шлифовального шлама; Х13М2 – нержавеющая сталь). Скользящий электроконтакт реализован на машине трения СМТ-1 по схеме «вал-колодка» при давлении 0,1 МПа, скорости скольжения 5м/с и подачей переменного напряжения (50 Гц)на образец и контртело. При увеличении контактного падения напряжения приблизительно до 1,5 В плотность тока на контакте возрастает квазилинейно, а затем наклон кривой резко увеличивается вследствие активизации дополнительного канала проводимости посредством газового разряда в зоне трения. Электросопротивление зоны трения материала со сталью X13M2 несколько меньше, чем у остальных модельных композитов, возможно, из-за менее интенсивного образования окислов в зоне трения. Невысокую электропроводность и износостойкость проявил композит с аустенитным чугуном. Серийный композит и материалы со сталями ШХ15 и X13M2 имеют линейную интенсивность изнашивания не более 20 мкм/км при значениях плотности тока до 150 A/cm². Температура нагрева при этой плотности тока около 150°С. Сделан вывод, что модельные композиты не имеют заметных преимуществ перед серийным материалом в приведённых условиях эксперимента, но могут быть прототипом при создании материалов для скользящих электроконтактов, способных пропускать токи с плотностью более 150 А/см².

- 1. Кончиц В.В.и др. Триботехника электрических контактов. Минск: Наука и техника, 1986, 256 с
- 2. Мышкин Н.К. Трение и износ.1984, т.5, №1, С.34–42
- 3. Федорченко И.М. Трение и износ.1982, т.3, №3, С.412-420

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЛИННОЙ ТРУБЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОСТОЯННОГО ДАВЛЕНИЯ ПРИ РАВНОМЕРНОЙ КОРРОЗИИ

Пронина Ю. Г.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, DearJuly@gmail.com

Под действием окружающей среды может происходить самопроизвольное разрушение материалов, сопровождающееся изменением их механических характеристик – коррозия. В настоящей работе рассмотрен равномерный коррозионный износ длинной трубы (задача Ламе о толстостенной трубе с переменными границами). При этом использована линейная зависимость скоростей v коррозии с наружной и внутренней стороны от максимальных нормальных напряжений \mathbf{S}_1 :

$$v = (a + mS_1) \exp(-bt)$$
 при $S_1 > S_n$.

Здесь a, m, b — экспериментально определяемые константы, зависящие от свойств материала и среды, S_n — пороговое напряжение, t — время.

В работе [1] выведено дифференциальное уравнение кинетики напряжений, найдено его точное аналитическое решение для случая внутреннего давления коррозионной среды, произведена оценка долговечности трубы при хрупком разрушении.

Далее получено общее решение задачи в рамках линейной теории упругости, как для случая, когда начальные напряжения больше пороговых значений, так и для случая, когда они не превосходят их. Выведены формулы для определения толщины стенок трубы в любой момент времени. Исследована устойчивость упругой трубы, когда внешнее давление превышает давление изнутри.

Для трубы из идеального упругопластического материала Прандтля [2] определены условия перехода в состояние неограниченного течения.

Как известно (см., например, [3]), с течением времени, особенно под влиянием агрессивных сред, механические характеристики металлов меняются. Для учета этих изменений при оценке долговечности введены специальные функции состояний.

Результаты вычислений представлены в виде графиков. Из расчетов следует, что при относительно высоких показателях b затухания коррозии долговечность во многом зависит от изменения механических характеристик материала во времени.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 05-01-00274).

- 1. Пронина Ю.Г. Задача о толстостенной трубе, находящейся под давлением коррозионных сред // Нелинейные проблемы механики и физики деформируемого твердого тела. Вып. 8. СПб.: СПбГУ.2004. С. 222-231.
- 2. Айбиндер А.Б. Расчет магистральных и промысловых трубопроводов на прочность и устойчивость. М., 1991. 287 с.
- 3. Даль Ю.М. Разрушение твердых тел в агрессивных газах // ФТТ. 2005. Т. 47. Вып. 5. С. 827-829.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АКРИЛАТНЫХ ПОЛИМЕРОВ С БИНАРНЫМ НАПОЛНЕНИЕМ

Горский В. А., Успенская М. В., Сиротинкин Н. В.

Санкт-Петербургский государственный технологический институт, Санкт-Петербург, andrevu@cic.infos.ru

Широко используемые влагопоглощающие акрилатные полимеры обладают существенным недостатком — низкой прочностью, что ограничивает расширяющиеся области применения абсорбируемых материалов. Один из способов создания материалов с заданными деформационно-прочностными характеристиками — синтез композиций.

Ранее нами были исследованы пленки на основе сополимеров акриловой кислоты и 2-метил-5-винилтетразола с фуллереном C_{60} . Было показано, что использование фуллерена в составе тетразолилакрилатных композиций незначительно снижает прочность пленок на разрыв, но существенно повышает их относительное удлинение ($\varepsilon \approx 1100 \%$).

В ходе работы были получены полимерные композиции на основе натриевой соли акриловой кислоты, N,N' — метиленбисакриламида и двух видов модификаторов — алюмосиликатных стеклосфер и фуллерена — C_{60} . Процесс радикальной полимеризации проводился в водной среде при концентрации мономера 22 мас.% в реакционной смеси и температуре процесса $50\,^{\circ}$ С в течение 2 ч. Полученные материалы имели влагосодержание $40\,-45\%$. Наполнители вводились на стадии синтеза: концентрация стеклосфер варьировалась в пределах $0 \div 30$ мас.%, концентрация фуллерена составляла 0,1 мас.% от загрузки акриловой кислоты. C_{60} вводился в реакционную смесь без предварительного растворения на начальной стадии синтеза при перемешивании. Поскольку композиция является гетерогенной, то определение доли модификатора, не вошедшего в композицию, определяли гравиметрическим методом после набухания композиции в дистиллированной воде в течение $5\,-7$ дней.

Было показано, что зависимость прочности композиционного материала от содержания алюмосиликатных стеклосфер носит экстремальный характер.

Максимальное упрочнение материала в 8,5 раз по сравнению с ненаполненным полимером достигается при содержании в композиции алюмосиликатных стеклосфер концентрацией 10 масс. Увеличение прочностных характеристик возможно объяснить наличием дополнительных «сшивок». Не исключено и явление агрегации стеклосфер в сильно полярном растворителе, в данном случае — воде, что создает дополнительные условия повышения прочности.

Относительное удлинение полимерных пленок наполненных бинарными наполнителями увеличивается в 10-15 раз в зависимости от содержания модификаторов. Следует заметить, что основной вклад в эластичность вносит фуллерен, а введение стеклосфер вносит противоположный эффект.

Создание полимерных композиций с бинарным наполнением, оказывающим противоположные действия, позволяют расширить области применения влагопоглощающих композиций, например, создание конструкционных материалов с заданными деформационно-прочностными характеристиками.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 05-08-333-49-A om 20.10.05 N22

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ

Панькин Н. А., Смоланов Н. А.

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

Для получения титановых покрытий с оптимальными эксплуатационными свойствами необходимо учитывать, помимо прочих параметров процесса осаждения (ток дуги, потенциал смещения и т.д.), также и местоположение образца в вакуумной камере. Это связано, прежде всего, с различием условий протекания процессов в плазме и неравномерностью распределения плазменного потока.

Целью настоящей работы является исследование влияния местоположения образца (расстояние «катод-подложка» L) в вакуумной камере на структуру и свойства плёнок титана, полученных ионно-плазменным осаждением в вакууме.

Плёнки титана наносили методом конденсации с ионной бомбардировкой [1] на установке ННВ-6.6И4. Параметры осаждения были следующие: потенциал смещения 250 В, ток дуги 75 А, температура подложки 400–450 °C, расстояние от подложки до плоскости катода (сплав ВТ 1.0) L изменялось от 22 до 44 см.

В качестве материала подложки были взяты образцы из нержавеющих сталей 08X18H10T и 12X18H10T с размерами ($20\times15\times1$) мм³. Сталь 08X18H10T в исходном состоянии имела поликристаллическую структуру на основе фазы α -FeCr, для 12X18H10T характерно наличие двух фаз — α -Fe и α -FeCr.

Металлографические исследования показали, что в структуре поверхности покрытия содержатся частицы сферической и неправильной формы — капельная фаза (макрочастицы), основу которых составляет α -фаза титана. Средний диаметр частиц монотонно изменяется от 3,0 до 1,0 мкм при увеличении расстояния «мишень-подложка» от 22 до 34 см. При L свыше 34 см присутствие капельной фазы оптическими методами не обнаруживается. Кроме того, сферичность макрочастиц позволяет заключить, что до момента её столкновения с подложкой она находилась в жидком состоянии.

Исследования показали, что в покрытии основной является α -фаза титана с параметрами кристаллической решётки $a=(2,248\div2,281)$ Å и $c=(4,839\div4,926)$ Å. Кроме дифракционных линий материала плёнки и подложки обнаружены широкие максимумы, которые, возможно, соответствуют интерметаллоиду на основе решётки титана с элементами подложки.

Высокие значения микродеформаций (10⁻³) и малые размеры областей когерентного рассеяния рентгеновского излучения (20–80 Å) являются следствием интенсивного дефектообразования при ионной бомбардировке и косвенно могут свидетельствовать о наличии в покрытии аморфной фазы.

По мере увеличения L наблюдается уменьшение величины твёрдости покрытия от 11,2 до 3,5 ГПа (при 100 г). Кроме того, отмечено уменьшение твёрдости по мере увеличения глубины индентирования. Установлена корреляция между величиной остаточных напряжений и значениями микротвёрдости в плёнках титана.

1. Аксёнов И.И., Андреев А.А., Брень В.Г. и др. // Украинский физический журнал: 1979, Т. 24. № 4. С. 515-525.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОСЛЕ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТНОЙ НАГРУЗКИ

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

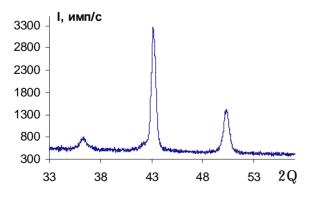
Мордовский государственный университет им. Н.П. Огарёва, Саранск, *OAO «Сарансккабель», Саранск

Цель работы – исследование структуры и трибологических свойств поверхностей, подвергнутых трению качения с проскальзыванием под действием циклических сил. Данный режим эксплуатации, приводящий к деформации поверхностного слоя при одновременном и совместном действии контактного давления и циклического напряжения, возникает при волочении и прокате проволоки в роликовых волоках. Одним из перспективных методов упрочнения поверхностных слоёв является их модификация с созданием структур (плёнок), способных релаксировать критические напряжения.

Нами были проведены испытания износостойкости покрытий на основе карбонитрида титана, полученных методом конденсации с ионной бомбардировкой. Покрытия наносились на модельные образцы размером $30\times30\times2$ мм³ и промышленные вальцы диаметром 240 мм из различных марок сталей. Испытания проводились на лабораторной установке для усталостных испытаний и в заводских условиях (ОАО «Сарансккабель») на волочильном станке типа DHL 0.8 с применением эмульсии Фимитол 2D57GF (Германия). Атомно-кристаллическая структура и фазовый состав покрытия и продуктов износа определялись на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6 и рентгенофлуоресцентном спектрометре СПАРК-1-2М.

На основании полученных результатов определены оптимальные режимы модификации поверхности: ток дуги, давление реакционных газов, толщина покрытия. Проведён анализ результатов в рамках структурно-энергетической теории, учитывающей масштабный уровень нагружения. Установлено, что общее увеличение прочности и твёрдости системы «подложка-покрытие» может привести к уменьшению усталостной прочности.

Результаты заводских испытаний в условиях волочения медной проволоки показали увеличение износостойкости поверхности вальцов, модифицированных ионно-



Участок рентгенограммы продукта износа

Исследования фазового состава продуктов трения с покрытием и без него указывают на присутствие в эмульсии меди и её окисла Cu₂O, который возникает при локальном нагреве соприкасающихся поверхностей. Нанесение плёнок приводит к уменьшению содержания элементов материала подложки (при одном и том времени испытания) в продуктах

плазменными потоками в 3–5 раз.

износа.

АТОМНЫЕ МОДЕЛИ ЗАРОЖДЕНИЯ ЧАСТИЧНЫХ И ПОЛНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В НАНОСТРУКТУРНЫХ ГЦК СПЛАВАХ

Литовченко И. Ю., Тюменцев А. Н., Шевченко Н. В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, litovchenko@spti.tsu.ru

Накопленный в последнее время экспериментальный материал [1, 2], свидетельствует о том, что одним из механизмов деформации нанокристаллических и субмикрокристаллических металлических материалов является механическое двойникование. Показано [1, 2], что в ГЦК металлах с высокой энергией дефекта упаковки при размерах зерен десятки нанометров дислокационная мода деформации представлена движением частичных дислокаций Шокли. Вместе с тем, известно [3], что при указанных размерах зерна действие источников Франка – Рида подавляется.

В связи с этим для выяснения природы особенностей пластической деформации в нанокристаллических материалах необходим поиск новых механизмов и создание атомных моделей зарождения частичных дислокаций и двойников деформации.

В настоящей работе с использованием механизма динамических фазовых переходов прямых плюс обратных (ГЦК—ОЦК—ГЦК) мартенситных превращений [4], локализованных в двух или нескольких соседних плоскостях скольжения, предложена атомная модель образования частичных и полных дислокаций и двойников деформации в наноструктурных сплавах с ГЦК решеткой.

Показано, что зарождение дислокационного сдвига можно связать со сдвиговой компонентой локального ГЦК—ОЦК—ГЦК превращения. Сдвиг на вектор Бюргерса частичной дислокации Шокли является при этом результатом кооперативных смещений атомов на расстояния, не превышающие их свободных (до столкновения с соседними атомами) перемещений в промежуточной мартенситной фазе.

Наличие полей локальных напряжений в той же плоскости скольжения может привести к формированию второй частичной дислокации в той же плоскости, которая вместе с первой образуют полную дислокацию. Если же локальные поля напряжений действуют в соседних плоскостях скольжения, то возможно зарождение частичных дислокаций на нескольких плоскостях, движение которых приводит к формированию микродвойника.

Обсуждаются основные факторы, определяющие образование дислокаций механизмом динамических фазовых переходов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования РФ и CRDF в рамках программы BRHE (проект № 016-02).

- Liao XZ, Zhao YH, Srinivasan SG, Zhu YT, Valiev RZ, Gunderov DV. // Appl Phys Lett 2004. V. 84. No. 4. P. 592-594.
- 2. Liao XZ, Zhou F, Lavernia EJ, Srinivasan SG, Baskes MI, He DW, Zhu YT. // Appl Phys Lett 2003. V. 83. P. 632.
- 3. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 600 с.
- 4. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П. и др. // Физика металлов и металловедение. -2003. Т. 95. № 2. С. 86-95.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ V-4%Ti-4%Cr

Шуба Я. В., Дитенберг И. А.*, Тюменцев А. Н.*, Пинжин Ю. П.*, Овчинников С. В.*, Коротаев А. Д., Чернов В. М.**, Ермолаев Г. Н.**, Потапенко М. М.**

Томский государственный университет, Томск, *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, **ФГУП ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара, Москва, yans@sibmail.com

Методом активной деформации растяжением при $20{\text -}1000\,^{\circ}\text{C}$ проведено исследование влияния термомеханической обработки (TMO) на температурную зависимость характеристик кратковременной прочности и пластичности ванадиевого сплава V $-4\%\,\text{Ti}-4\%\,\text{Cr}$. С применением методов просвечивающей и растровой электронной микроскопии изучены особенности фазово-структурного состояния, пластической деформации и разрушения ванадиевого сплава при разных температурах деформации.

Установлено, что характерной особенностью структурных состояний сплавов системы V–4Ti–4Cr после отжигов при T ≥ 1100 ° C и последующих термомеханических обработок является наличие пересыщенных твердых растворов элементов внедрения, локальных неоднородностей состава типа кластеров и зон Гинье–Престона и высокодисперсных частиц фаз внедрения различной природы.

Проведенный анализ показал, что характерной особенностью пластической деформации исследованного сплава в интервале аномальной температурной зависимости предела текучести (450–700 ° C) является локализация пластического течения. Предполагается, что это может быть связано, во-первых, с возможностью эффективного разупрочнения плоскости скольжения в процессе разрушения движущимися дислокациями препятствий типа кластеров или когерентных выделений вторичных фаз; во-вторых, с повышенным уровнем в указанном выше интервале деформирующих напряжений, приводящим к формированию высокоинтенсивных концентраторов напряжений – источников коллективных мод локализованной деформации. Установлено, что, начиная с температуры, близкой к 700 ° C, важную роль в процессе деформации и разрушения исследуемого сплава после его термомеханической обработки играют границы зерен.

Наличие большого спектра термоактивируемых препятствий, а также их образование в процессе распада пересыщенных твердых растворов непосредственно в ходе испытаний при повышенных температурах приводят к расширению интервала аномальной температурной зависимости предела текучести и сохранению высоких значений этой величины вплоть до T = (700-800) ° C.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования $P\Phi$ и CRDF в рамках программы BRHE (проект № 016-02), гранта $P\Phi\Phi U$ р_обь_а №05-03-98003, гранта Лаврентьевского конкурса молодежных проектов CO PAH.

СТАТИСТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ КВАЗИХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ

Малкин А. И., Шумихин Т. А.

Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фрумкина РАН, Москва, mlkn@list.ru

Большинство статистических моделей механики разрушения основано на термодинамическом подходе. Кинетические аспекты предполагаются несущественными. В случае микроскопически хрупкого разрушения это, безусловно, оправдано. При квазихрупком же разрушении роль кинетических факторов может быть весьма важной. Хорошо известные общие статистические закономерности получены в экспериментах с квазихрупкими твердыми телами. В связи с этим возникает вопрос о происхождении этих закономерностей: являются ли они следствием потери термодинамической устойчивости «опасных» дефектов или обусловлены особенностями кинетики их развития? В настоящей работе предложены полуфеноменологические модели статистической кинетики квазихрупкого разрушения. На их основе проведен теоретический анализ статистики квазихрупкого разрушения твердых тел, для которых имеет место статическая усталость, и экспериментально измеряемая прочность определяется кинетическими факторами. Построены распределения прочности и долговечности, правильно отражающие основные эмпирические закономерности. Установлено, что распределение Вейбулла и близкое к нему двойное экспоненциальное распределение естественным образом появляются в рамках кинетических представлений, т. е. в ситуации, когда измеряемая прочность определяется кинетикой разрушения вдали от границы термодинамической устойчивости нагруженного твердого тела. При этом сильная (аррениусовская) температурная зависимость долговечности сопряжена со сравнительно слабой зависимостью прочности от температуры и скорости деформации. Поэтому отсутствие заметного изменения прочности с температурой и скоростью деформации само по себе не является достаточно убедительным свидетельством незначительной роли кинетических затруднений. Полученные результаты позволяют сделать вывод, что общепринятая теоретическая интерпретация статистики Вейбулла, по-видимому, нуждается в пересмотре. Показано, что часто наблюдаемые общие особенности статистики квазихрупкого разрушения обусловлены, весьма вероятно, качественным сходством в асимптотическом поведении статистики тепловых флуктуаций и «опасных» дефектов структуры различных твердых тел: экспоненциальным распределением времени ожидания сильных тепловых флуктуаций, большим количеством статистически равноценных «опасных» дефектов в образце и резким снижением вероятности существования дефектов с размерами, превышающими некоторый предельный. Имеются веские основания полагать, что наблюдаемые статистические закономерности квазихрупкого разрушения имеют кинетическое происхождение.

АКУСТОМАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Коледов В. В., Костюк Д. А.*, Кузавко Ю. А.*, Ховайло В. В., Шавров В. Г.

Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, * Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь, kuzayko@newmail.ru

Некоторые сплавы металлов испытывают кристаллографически обратимые термоупругие мартенситные превращения (МП), сопровождаемые эффектом памяти формы (ЭПФ). Процесс возвращения к первоначальной форме связывается с обратимым превращением деформированной мартенситной (тетрагональной) фазы в высокотемпературную аустенитную (кубическую) фазу. Наибольшие достижения связаны с ферромагнитным сплавом Гейслера (ФСГ) $Ni_{2+x}Mn_{1-x-z}Fe_zGa$, позволившим добиться управляемого магнитным полем обратимого изменения линейных размеров кристаллов до 10%, и, для сравнения, более чем на порядок превышающего деформации под действием электрического поля в пьезокристаллах [1]. В настоящем сообщении экспериментально исследуются особенности протекания МП в поликристаллических образцах четырехкомпонентного Φ СГ $Ni_{2.14}Mn_{0.81}Fe_{0.05}Ga$, отличающегося механической стабильностью, под интенсивным воздействием: магнитного поля (до 8 Тл), одноосного давления и ультразвуковой (УЗ) вибрации. Особое внимание уделено влиянию этих факторов на температурный гистерезис структурного ФП 1-го рода и возможность его осуществления при постоянной температуре. Исследованный образец характеризовался точкой МП $T_{\rm M} = 40$ °C и точкой Кюри $T_{\rm K} = 90$ °C. В области комнатных температур наблюдалось МП под действием внешнего сильного магнитного поля, температуры, давления, а также приложенных к образцу УЗ [2].

Воздействие одноосного давления на МП изучалось при помощи измерения температурной зависимости низкополевой магнитной восприимчивости $\chi(T)$ пластины сплава в процессе сдавливания ее прессом. УЗ воздействие осуществлялось на частоте 27 кГц с одновременным измерением температурной зависимости $\chi(T)$ и видеосъемкой поверхности образца для наблюдения эволюции двойниковой структуры при МП. Был проведен прямой эксперимент, демонстрирующий возможность частичного инициирования МП импульсами УЗ при постоянной температуре. С этой целью температура образца, находящегося в аустенитном состоянии, стабилизировалась в переходной области, а интенсивность УЗ постепенно повышалась. Оптическими методами было показано, что при увеличении интенсивности УЗ размеры зародышей мартенсита увеличиваются, а восприимчивость падает. Рост зародыша новой фазы в УЗ поле есть следствие релаксации избыточных напряжений при МП. В точке МП скорость продольного УЗ $\nu_L = 4.91\pm0.08$ км/с, а при T = 373 К > $T_{\rm K}$ $\nu_L = 4.62\pm0.08$ км/с, т.е. ее изменение составляло 6%, в то время как в кристалле Ni_2 MnGa оно равно 1,5%. Выполнено исследование генерации высших гармоник УЗ.

Работа поддержана грантами РФФИ-БРФФИ ФР04-080, 04-02-81058.

- 1. А.Н.Васильев, В.Д.Бучельников и др. // УФН, 2003. Т. 173, №6. С. 577 608.
- 2. V.Buchelnikov, V.Khovailo, Yu.Kuzavko et al. // JMMM, 2004. V. 272 276.P. 2025 2026.

АКУСТИЧЕСКИЙ СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИССИПАТИВНО-ДИСПЕРСИОННОЙ СРЕДЫ

Костюк Д. А., Кузавко Ю. А.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь kuzayko@newmail.ru

Отражение непрерывных и импульсных акустических сигналов от границы раздела сред изучено достаточно подробно. Однако отражение акустической волны от среды, обладающей заметной дисперсией скорости и сильным поглощением (диссипацией) звука в ней, в зависимости от воздействия внешних факторов (температуры, давления, поля) не рассматривалось и может оказаться интересным как в научном, так и в практическом плане. Здесь рассмотрено нормальное отражение продольной волны (LA) от плоской границы раздела твердотельного волновода с дисперсионной диссипативной средой (ДДС), в качестве которой может служить ферромагнитный сплав Гейслера $Ni_{2+X+Y}Mn_{1-X}Ga_{1-Y}$ с магнитоуправляемым эффектом памяти формы (ЭПФ). Это единственное соединение, имеющее при определенном своем стехиометрическом составе мартенсит-аустенитный фазовый переход (МА ФП) в области комнатных температур и в котором надежно установлен ЭПФ по внешнему магнитному полю и температуре. Обратимые псевдоупругие магнитодеформации в нем достигают 10%, что уже сейчас обусловило его практическое применение в позиционирующих устройствах, а также стимулирует разнообразные применения в перспективе. Вследствие этого комплексное изучение его механических свойств простыми средствами акустического спектрального анализа весьма ценно.

Волновое уравнение для LA в ДДС запишется следующим образом:

$$\rho_2 = c_2 \tau u_{x,xx} + b_2 \tau^{-n} u_{x,xxt},$$

где u_x – упругое смещение, $\tau = (T - T_{MA})/T_{MA}$, T_{MA} – температура МА ФП, n > 1, C_2 – модуль упругости, r_2 – плотность, b_2 – параметр диссипативных потерь. Коэффициент отражения LA находится традиционно и имеет комплексный вид:

$$R_{\omega} = \frac{1 - 2\pi}{1 + 2\pi},$$

где $\mathfrak{B} = \varepsilon_0 (1-ix)^{1/2}$, $\varepsilon_0 = z_2 / z_1$, $x = x_0 \tau^{-(1+n)}$, $x_0 = \omega_0 / \omega$, z – акустический импеданс, $\omega_{c0} = \rho_2 S_{l2,0}^2 / b_2$ – некоторая эффективная частота, $S_{l2,0}$ – скорость звука (при $\omega = 0$).

Данное соотношение с использованием прямого и обратного преобразований Фурье, позволяет программными средствами проанализировать граничное преобразование любого вида импульсного сигнала. Сравнение принятого отраженного сигнала с излученным сигналом позволяет рассчитать динамику параметров c_2 , b_2 и их производных при действии на ДДС внешних факторов. Данные теории качественно подтверждаются экспериментальными исследованиями отражения и прохождения LA на границе Al-Ni_{2.14}Mn_{0.81}Fe_{0.05}Ga.

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (гранты Ф04Р-080 и 04-02-81058) и МО РБ (грант 05-550) за финансовую поддержку выполненных исследований.

НЕЛИНЕЙНЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Бучельников В. Д., Козак А. Ф.*, Коледов В. В.**, Костюк Д. А.*, Кузавко Ю. А.*, Ховайло В. В.**, Шавров В. Г.**

Челябинский государственный университет, Челябинск, *Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь, kuzavko@newmail.ru

**Институт радиотехники и электроники РАН, Москва

Известно, что при распространении акустической волны в твердом теле в силу существования в нем упругого ангармонизма возникают ее высшие гармоники (ВГ), но обычно их амплитуда весьма мала. Однако в ряде кристаллов с сильными акустическими нелинейностями ВГ измеряются и используются, в частности, для определения упругих модулей третьего и четвертого порядков. Среди магнитных кристаллов к таковым относится изучавшийся нами антиферромагнитный гематит, в котором нелинейность существенно возрастает в области его ориентационного фазового перехода $(О\Phi\Pi)$. Для ферромагнитного кристалла сплава Гейслера $Ni_{2+x+v}Mn_{1-x}Ga_{1-v}$ ($\Phi C\Gamma$) с памятью формы и гигантскими магнито-деформациями (до 10%) также имеет место сильная нелинейность, которой обеспечиваются структурные мартенситный и предмартенситный $\Phi\Pi$. В высокотемпературной – кубической фазе магнитный момент $\stackrel{\bullet}{M}_{o}\parallel$ [111], и при приложении магнитного поля $\overset{\mathbf{1}}{H}$ вдоль осей [100] и [110] реализуются также ОФП. В низкотемпературной – тетрагональной фазе, как правило, $M_o \parallel$ [001], т.е. кристалл становится легкоосным. При подходе $\Phi C \Gamma$ к точке мартенситного $\Phi \Pi$ его упругий ангармонизм возрастает, а в самой точке $\Phi\Pi$ упругий модуль $c' = (c_{11} - c_{12})/2$ обращается в ноль.

В области предмартенситного ФП в Ni₂MnGa Тривисонно экспериментально наблюдал уменьшение скорости продольного (LA) в 1,8% и поперечного (ТА) ультразвука с волновым вектором $\stackrel{1}{k} \parallel [110]$ и поляризацией $\stackrel{1}{e} \parallel [1\overline{1}0]$ в 18%. Вдоль данного направления возможна генерация только 3 гармоники ТА, обусловленной ангармонизмом четвертого порядка, в отличие от генерации 2 и 3 гармоник LA. Проведенные оценки показывают, что амплитуда 3 гармоники ТА составляет ≈25% от амплитуды основной гармоники частоты 5 МГц, что на порядок выше значений амплитуд 2 и 3 гармоник LA. С ростом частоты амплитуды 2 и 3 гармоник увеличиваются соответственно как w^2 и w³. Качественно теоретические выводы подтверждаются проведенными экспериментальными исследованиями ультразвуковых импульсов в поликристаллическом образце $Ni_{1.95}Mn_{1.05}Fe_{0.05}Ga$ с температурой $\Phi\Pi$ $T_{MA}=40$ °C. При $T=T_{MA}$ скорость LA $v_L=$ $4,91\pm0,08$ км/с, а при T=373К > $T_{\rm K}$ $v_L=4,62\pm0,08$ км/с, т.е. ее изменение составляет 6%, в то время как в Ni₂MnGa - 1,5%. В поликристалле затухание LA при $T = T_{\rm M}$ составляет 6 см⁻¹, что сопоставимо с данными по затуханию LA в Ni₂MnGa. На генерацию ВГ также может оказать влияние перестройка структурных вариантов и магнитных доменов.

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (гранты Ф04Р-080 и 04-02-81058) и МО РБ (грант 05-505) за финансовую поддержку выполненных исследований.

ПОВЕРХНОСТНЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ВОЛНЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Ховайло В. В.*, Шавров В. Г.*

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь, kuzavko@newmail.ru

* Институт радиотехники и электроники РАН, Москва

Ферромагнитные сплавы Гейслера (ФСГ) с эффектом памяти формы могут быть отнесены к реологическим средам, математические модели описания которых хорошо разработаны. Изучение их магнитомеханических свойств удобно проводить акустическими средствами, особенно поверхностными акустическими волнами (ПАВ), которые в сравнении с объемными волнами более информативны при получении сведений об упругих, прочностных и пластических свойствах веществ. Для ФСГ Ni₂MnGa характерно присутствие поперечной мягкой моды TA_2 , распространяющейся вдоль направления [110] с поляризацией [1 $\overline{1}$ 0] и связанной с обращением в ноль упругого модуля $c' = (c_{11} - c_{12})/2$. Вследствие этого представляет наибольший интерес исследование ПАВ на поверхностных гранях (001) и (110) кристалла ФСГ. Сагитальные плоскости распространения ПАВ могут быть выбраны так, чтобы в них присутствовала мягкая мода TA_2 . Для составов ФСГ, близких к стехиометрическим, намагниченность ориентирована вдоль оси (001).

Так, в сагитальной плоскости (001) будет распространяться неподверженная магнитоупругому взаимодействию ПАВ Рэлея, а также чисто сдвиговая волна Гуляева-Блюстейна, образованию которой из объемной волны способствует магнитострикция. Если волновой вектор ПАВ $\bar{k} \parallel [110]$, то ее поперечная компонента обусловлена трансформацией именно мягкой моды ТА2. С другой стороны, на свободной поверхности (110), в общем случае, имеет место обобщенная рэлеевская волна, т.е. четерехпарциальная. Если для нее $\bar{k} \perp [1\,\bar{1}\,0]$, то в сагитальной плоскости также присутствует компонента. Тогда имеет место двухпарциальная ПАВ Рэлея, подверженная магнитоупругому взаимодействию, и чисто сдвиговая волна. Для этих наиболее интересных направлений и средств кристалла получены и проанализированы дисперсионные уравнения (ДУ) для ПАВ. ДУ получены в предположении магнитной однородности $\Phi C\Gamma$, реализующейся при приложении внешнего магнитного поля $H \approx$ 1÷10 kOe вдоль оси [001]. При мартенситном ФП рельеф поверхности кристалла заметно деформируется вследствие возникновения мартенситных вариантов, что будет препятствовать распространению высокочастотных ПАВ. Влияние магнитной подсистемы ФСГ на ПАВ скажется слабо в силу небольшой магнитострикции соединениза No₂₊что Мири Соадходе к точкам предмартенситного и мартенситного фазовых переходов ($\Phi\Pi$) волна Рэлея существенно замедляется ($\approx 10\%$), возрастает ее затухание (более 40 дБ/см). Наоборот, при повышении температуры ФСГ мартенситная тетрагональная фаза в результате ФП І рода переходит в аустенитную кубическую фазу. При этом в низкотемпературной фазе ДУ для волн имеют вид выше оговоренных ДУ с подстановкой $c_{44} \rightarrow c_{66}$.

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (гранты Ф04Р-080 и 04-02-81058) и МО РБ (грант 05-505) за финансовую поддержку выполненных исследований.

СТАДИИ И МАСШТАБЫ ФОРМИРОВАНИЯ ФРАКТАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ И СПЛАВА Д16 ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Кузнецов П. В., Панин В. Е., Битютская Л. А.*, Богатиков Е. В.*, Петракова И. В.

> ИФПМ СО РАН, Томск, <u>kpv@ispms.tsc.ru1</u> *BГУ*, Воронеж

Известно, что пластическая деформация и разрушение материалов развиваются на разных структурных и масштабных уровнях. Для построения адекватных физических моделей процесса пластической деформации необходимы количественные данные о зарождении и закономерностях эволюции формирующихся деформационных субструктур, что требует развития новых методов их идентификации и количественной аттестации. С учетом иерархического характера субструктур, наибольший интерес представляют методы, использующие фрактальный анализ. В настоящей работе исследовали эволюцию субструктур мезомасштабного уровня, возникающих на поверхности поликристаллов алюминия и сплава Д16АТ при активном растяжении, путем фрактального анализа их оптических изображений.

Образцы подвергали активному растяжению на испытательной машине ИМАШ-2078 с записью диаграммы нагружения и оптических изображений поверхности образцов in-situ. Оптические изображения анализировали с помощью метода, который позволяет определять показатели Гельдера H, связанные с фрактальной размерностью соотношением $D_f = d$ –H (d – размерность пространства, в котором осуществляется анализ). Проведенный анализ позволил выявить два мезомасштабных уровня и соответствующих им показателей Гельдера деформационных субструктур поликристаллов. Получены зависимости показателей Гельдера $H_1(\varepsilon)$, $H_2(\varepsilon)$ и соответствующих им верхних границ мезомасштабных уровней $L_1(\varepsilon)$, $L_2(\varepsilon)$ от степени пластической деформации образцов (ε). Установлено, что во всех случаях значения L_1 меньше среднего размера зерна исследованных поликристаллов, а значения L_2 составляют от нескольких единиц до десятков средних размеров зерна для алюминия и дуралюмина, соответственно. Полученные зависимости характеризуют эволюцию субструктур поликристаллов алюминия и сплава Д16 в процессе пластической деформации на двух мезомасштабных уровнях: в пределах среднего размера зерна и в пределах конгломератов зерен.

Поведение зависимостей $H_1(\epsilon)$, $H_2(\epsilon)$, $L_1(\epsilon)$, $L_2(\epsilon)$ для поликристаллов алюминия и сплава Д16 существенно отличается и имеет немонотонный характер. Зависимости характеризуются наличием стадий, которые хорошо согласуется со стадийностью кривых "напряжение—деформация" поликристаллов алюминия и дуралюмина. Используя данные фрактального анализа и диаграммы растяжения «напряжение—деформация» построены зависимости накопленной упругой энергии в пределах среднего размера зерна и в пределах конгломератов зерен исследованных поликристаллов от внешнего приложенного напряжения. Характер поведения зависимостей существенно отличается, что отражает разное состояние границ зерен поликристаллов алюминия и дуралюмина и хорошо согласуется с характером их разрушения. Полученные результаты указывают на высокую эффективность фрактального анализа для идентификации и количественной характеристики масштабных уровней пластической деформации и разрушения поликристаллов металлов.

СТРУКТУРА НАНОКОМПОЗИТНЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Si-B-N

Пинжин Ю. П., Овчинников С. В., Тюменцев А. Н., Коротаев А. Д. *, Мошков В. Ю. *, Савостиков В.М.**

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, *Томский государственный университет, Томск, **ООО "Технотрон", Томск

На основе идеи создания высокопрочных нанокристаллических материалов путем уменьшения размеров кристаллитов до значений $d \leq 10$ нм к настоящему времени разработаны сверхтвердые ($H_{\mu} > 40~\Gamma\Pi a$) и ультратвердые ($H_{\mu} = 80{\text -}100~\Gamma\Pi a$) нанокомпозитные покрытия типа $n{\text -}MeN/a{\text -}\varphi a$ 3а (наноструктурный нитрид металла/тонкая (менее 1 нм) зернограничная прослойка аморфной фазы).

Однако природа высокой твердости до сих пор остается не выясненной. Нет однозначной зависимости твердости от размеров зерен, на различных типах покрытий сверхтвердость достигается при существенно различных размерах кристаллитов, уровне внутренних напряжений и т.д.

Одним из важнейших факторов достижения сверхтвердости может быть тонкая дефектная структура нанокристаллитов. К сожалению, до сих пор субструктура, ввиду трудностей ее экспериментального изучения в нанокристаллических состояниях, исследована недостаточно подробно.

В настоящей работе методам электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения микро- и нанотвердости исследованы особенности тонкой структуры покрытий Ti–Si–B–N с различным содержанием кремния и бора. Показано, что в условиях низкотемпературного ($T=200~^{0}\mathrm{C}$) нанесения покрытий формируется двухуровневая зеренная структура с фрагментацией зерен размером 0,1–0,2 мкм на субзерна размером 15–20 нм и наличием текстуры. С увеличением содержания кремния формируются бестекстурные покрытия с размером зерна кристаллической фазы менее 15 нм и высокой аморфной составляющей, либо аморфно-кристаллическая структура.

Специально разработанным методом электронно-микроскопического анализа разориентировок кристаллической решетки проведены количественные оценки компонент тензора упруго-пластической кривизны-кручения решетки, эффективной плотности дислокационных зарядов и локальных внутренних напряжений, исследованы особенности фазово-структурных состояний и дефектной субструктуры нанокристаллических покрытий системы Ti-Si-B-N различного состава, полученных методом магнетронного напыления.

При температурах нанесения покрытий 400–450 0 С наблюдается нанокомпозитная структура с размером зерна d=10–15 нм и отсутствием текстуры. Для всех изученных составов и условий получения обнаруживается кристаллическая фаза типа Ti_{1-x} $\mathrm{Si}_x\mathrm{N}$ с параметром решетки a=(0,416–0,420) нм. При оптимальных составах и условиях синтеза значения твердости превышают 40–50 ГПа. Высказано предположение о возможности достижения сверхтвердости при многофазных зернограничных прослойках толщиной более 1 нм.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования $P\Phi$ и CRDF в рамках программы BRHE (проект TO №016-02) и гранта $P\Phi\Phi U$ 05-08-01277

ОСОБЕННОСТИ УПРУГО-НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СУБМИКРО-И НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА

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

Томский государственный университет, Томск, *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Создание и исследование наноструктурных покрытий различного назначения составляет важное самостоятельное направление в проблеме наноструктурных материалов. Особый интерес в настоящее время получили сверхтвердые нанокомпозитные покрытия в связи с широкими возможностями управления их физическими и прочностными свойствами изменением фазового состава и структуры.

Системы "покрытие—подложка" являются структурно-неоднородными, вследствие чего в них могут возникать высокие внутренние напряжения, их градиенты и концентраторы напряжений, во многом определяющие механические свойства таких систем.

Настоящая работа посвящена исследованию особенностей микроструктуры и упруго-напряженного состояния субмикро- и нанокомпозитных покрытий типа TiN-металл, и TiN-аморфная фаза, синтезированных вакуумно-дуговыми и магнетронными методами, совмещенными с облучением низкоэнергетическими ионами азота.

Методами электронной микроскопии показано, что на поверхности сопряжения с подложкой ориентация кристаллической решетки покрытия повторяет ориентацию кристаллической решетки подложки. С увеличением толщины нанокомпозитных покрытий формируется аксиальная текстура типа <111> либо <110> и формируются высокие внутренние напряжения. Определенные электронномикроскопически значения кривизны-кручения решетки превышают (25–30) град/мкм, так что уровень локальных внутренних напряжений может достигать значений, близких к теоретической прочности.

Найденные рентгенографически напряжения сжатия достигают значений 15000 МПа, размер блоков когерентного рассеяния составляет 13–15 нм.

Обсуждаются сравнительные данные электронно-микроскопических и рентгенографических исследований. Предложена схема формирования структуры и упругонапряженного состояния в процессе формирования текстуры роста.

Обсуждаются возможности протекания процессов релаксации внутренних напряжений в зависимости от типа покрытий.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования $P\Phi$ и CRDF в рамках программы BRHE (проект TO № 016-02) и гранта $P\Phi\Phi U$ 05-08-01277

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ НЕКОТОРЫХ ГЦК – МЕТАЛЛОВ: ХАРАКТЕРИСТИКИ, СОСТОЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СИСТЕМЫ, СТАТИСТИКА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ

Крыловский В. С., Лебедев В. П., Лебедев С. В.

Харьковский национальный университет имени В.Н.Каразина, Харьков, Украина Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua

Для ряда металлов и сплавов при деформировании в области низких температур характерно возникновение нестабильного пластического течения (скачкообразной деформации). Поскольку существуют различные подходы, поясняющие причины появления сбросов деформирующего напряжения на кривой упрочнения (тепловые и динамические), был рассмотрен ряд факторов, которые влияют на процесс пластического течения в рамках той или иной модели.

Исследовали поликристаллы алюминия (99,5%) и промышленные сплавы АМг-3 и АМг-6, а также сплавы системы $Pb-(10 \div 50)$ ат.% In . Деформацию растяжением со скоростью $e^4=3\cdot 10^{-5}\,c^{-1}$ производили в среде жидкого гелия при T=1,7 К . Состояние электронной системы объекта изменяли при помощи магнитного поля.

Возникновение скачкообразной деформации в сплавах Pb-In наблюдали почти сразу за пределом текучести сначала в нормальном, а затем и в сверхпроводящем состоянии. У алюминия и его сплавов возникновение неустойчивости пластического течения происходит при одном и том же уровне действующего напряжения $s_{\rm kp} = 220-240~{\rm MHz}$ а.

В качестве характеристик скачкообразной деформации были выбраны: среднее значение скачка $\delta\sigma_{\rm ck}$ и концентрация скачков $n_{\rm ck}$ на интервале удлинения $\Delta e=1\div 2\%$. Величина $\delta\sigma_{\rm ck}$ возрастает с увеличением приложенного σ . Для сплавов алюминия существуют интервалы деформаций, на которых величина скачка возрастает с разной интенсивностью при росте уровня деформирующего напряжения; зависимость $\delta\sigma_{\rm ck}$ (s) имеет стадийный характер. Плотность скачков $n_{\rm ck}$ немонотонно изменяется с ростом s: кривая $n_{\rm ck}(s)$ характеризуется наличием максимума с последующим спадом концентрации скачков. На основании экспериментальных зависимостей о частоте возникновения спадов от среднего значения скачка $n(\Delta s_{\it ck})$ была изучена относительная плотность функции распределения $D(\Delta s_{\it ck}/\langle \Delta s_{\it ck}\rangle)$. Переход к логарифмическим координатам обнаруживает наличие двух линейных участков на этой зависимости.

Полученные результаты проанализированы на основании моделей: тепловой нестабильности пластического течения [1] и динамического преодоления дислокациями потенциальных барьеров [2], а также представлений о самоорганизующихся критических состояниях и процессах их развития в дислокационной системе металла [3].

- 1. Г.А. Малыгин, *ФММ*, **81**, 5 (1996).
- 2. В.В. Пустовалов, *ФНТ*, **26**, 515 (2000).
- 3. P. Back, C. Tang, K. Wiesenfeld, Phys. Rev. Letters, 59, 381 (1987).

АНАЛИЗ СЛОЖНЫХ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ

Бахрушин В. Е., Чириков А. Ю., Шумада Р. Я., Галенко С. В.

Гуманитарный университет "ЗИГМУ", Запорожье, Украина Vladimir.Bakhrushin@zhu.edu.ua

Ниобий и сплавы на его основе, благодаря ценному комплексу физикомеханических и химических свойств, широко используются в современной технике в качестве конструкционных материалов различного назначения. Их прочностные характеристики при умеренных температурах существенно зависят от взаимодействия имеющихся примесей внедрения и замещения. Для изучения такого взаимодействия часто используют метод внутреннего трения, который позволяет определять его основные параметры. Однако существенной проблемой при его использовании является несовершенство применяемых методов анализа релаксационных спектров. Их основным недостатком является субъективность выбора количества принимаемых во внимание релаксационных процессов. Кроме того, используемые методы минимизации функционала, характеризующего сумму квадратов отклонений экспериментальных точек от модели, обычно не гарантируют сходимости и остановки вблизи точки истинного минимума.

Нами предложены методика определения параметров сложных релаксационных процессов в ОЦК сплавах внедрения в области релаксации Снука, а также система критериев адекватности получаемых моделей. Предложенная методика основывается на использовании квазиньютоновских методов минимизации целевого функционала и гарантирует сходимость к точке ближайшего локального минимума. Предполагается, что спектр представляет собой набор дебаевских или уширенных дебаевских пиков. Показано, что для адекватной модели спектра в случае, когда погрешности экспериментального измерения внутреннего трения невелики по сравнению с высотами основных пиков, целевой функционал является квазиунимодальным на области, соответствующей экспериментально использованным диапазонам температур и значений внутреннего трения. При этом все его минимумы являются физически эквивалентными. В качестве дополнительных критериев адекватности модели целесообразно использовать отсутствие автокореляции остатков модели и выполнение дисперсионного критерия Фишера для соотношения сумм квадратов остатков и экспериментальных погрешностей. Предложены математическая модель, описывающая температурные зависимости динамических модулей упругости, а также методика определения ее параметров, основанная на использовании в качестве начального приближения параметров модели релаксационного спектра, полученных для того же самого образца. Разработанные методики реализованы в виде отдельных программных продуктов, а также в стандартных пакетах типа MS Excel, MathCad и др.

Разработанная методика апробирована и показала хорошие результаты при анализе сложных релаксационных спектров и температурных зависимостей модулей нормальной упругости твердых растворов кислорода и азота в ниобии и его сплавах с вольфрамом и гафнием, а также дегазированных сплавов ниобия. Показано, что в области релаксации Снука указанные свойства хорошо описываются моделью, предполагающей параллельное протекание нескольких релаксационных процессов, каждый из которых соответствует зинеровской модели стандартного линейного тела.

ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА И ГАФНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКУЮ РЕЛАКСАЦИЮ АЗОТА В НИОБИИ

Бахрушин В. Е., Чириков А. Ю.

Гуманитарный университет "ЗИГМУ", Запорожье, Украина Vladimir.Bakhrushin@zhu.edu.ua

Вольфрам и гафний широко используют в качестве легирующих примесей, повышающих прочностные характеристики ниобия при повышенных температурах. Результат их влияния зависит от присутствия примесей внедрения и характера взаимодействия между примесями различного типа. Для исследования такого взаимодействия часто применяют релаксационные методы, в частности, измерение температурных зависимостей внутреннего трения и динамических модулей упругости.

Нами исследованы релаксационные свойства сплавов Nb–W–N и Nb–Hf–N в широком диапазоне концентраций азота. Показано, что введение 2 или 6 ат. % гафния приводит к заметному уменьшению высоты суммарного пика внутреннего трения в области релаксации Снука и его сдвигу в область высоких температур. Это может быть связано с образованием нескольких типов межатомных комплексов гафний-азот, о чем свидетельствуют сильное уширение и сложная структура наблюдаемых пиков. Повышение концентрации азота приводит к существенному сдвигу суммарного пика в область высоких температур и изменению его структуры, основной особенностью которого является повышение вклада высокотемпературных составляющих. Это свидетельствует об увеличении доли атомов азота, связанных в комплексы с несколькими атомами гафния и высокими энергиями активации релаксации.

В сплавах с 2–12 ат.% вольфрама наблюдается аналогичная зависимость влияния концентрации азота на положение и структуру пика внутреннего трения. Однако, в отличие от гафния, введение вольфрама не приводит к уменьшению высоты суммарного пика. Более того, вольфрам стабилизирует пересыщенный твердый раствор азота в ниобии. Уменьшение высоты пика при повышении концентрации азота, наблюдаемое при выходе за границы области стабильности твердого раствора, в сплавах с вольфрамом начинается при более высоких значениях. С ростом содержания вольфрама концентрация азота, при которой начинается уменьшение высоты суммарного пика, повышается.

Различное влияние вольфрама и гафния на релаксационные свойства сплавов ниобия, по нашему мнению, объясняется различным характером локального взаимодействия их атомов с азотом. Для пары гафний-азот наибольшая энергия притяжения наблюдается в первой и второй координационных сферах гафния. Поэтому образование комплексов гафний-азот можно рассматривать как начальный этап распада твердого раствора. В паре вольфрам-азот наибольшая энергия притяжения наблюдается в четвертой координационной сфере атома вольфрама, а в первой координационной сфере энергия взаимодействия является положительной, т.е. наблюдается отталкивание. Поэтому образование комплексов вольфрам-азот приводит к снижению эффективной концентрации твердого раствора азота в ниобии и замедляет его распад. Такой вывод подтверждается тем, что для исследованных условий основными продуктами распада твердого раствора являются, соответственно, нитриды гафния и ниобия.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИНИЙ СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ ОСАЖДЕНИИ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ КРЕМНИЯ

Бахрушин В. Е., Ткаченко Р. А.

Гуманитарный университет "ЗИГМУ", Запорожье, Украина Vladimir.Bakhrushin@zhu.edu.ua

Кремниевые эпитаксиальные композиции являются основой для изготовления большинства видов кремниевых дискретных приборов и интегральных схем. Для их получения обычно используют методы газофазной эпитаксии. При этом в эпитаксиальном слое и подложке могут формироваться линии скольжения, присутствие которых для многих видов изделий считается недопустимым. Их выявляют визуально, либо при наблюдении в интерференционном микроскопе как ступеньки на поверхности, а также металлографическим травлением, как цепочки дислокационных ямок, расположенные вдоль [110].

Нами исследованы особенности формирования линий скольжения в кремниевых эпитаксиальных композициях, полученных методом водородного восстановления трихлорсилана. Их формирование происходит преимущественно на начальном этапе осаждения эпитаксиального слоя. Это подтверждается тем, что размеры тетраэдров дефектов упаковки, содержащихся в линии скольжения, как правило, соответствуют толщине эпитаксиального слоя. Основной причиной их зарождения являются источники Франка-Рида, расположенные в областях микросколов и микротрещин у боковой кромки пластин. Вероятность образования линий скольжения обратно коррелирует с вероятностями образования поверхностных дефектов эпитаксиального слоя (окислением, растравлением, бугорками, сыпью). Это может быть следствием существенного влияния флуктуаций температуры процесса на протекание указанных процессов. Вероятность образования линий скольжения понижается с ростом плотности дислокаций в эпитаксиальном слое в области малых значений последней, что может быть обусловлено возрастанием роли эффекта блокировки скольжения. Кристаллографическим анализом, а также экспериментально показано, что возможность выявления линий скольжения разными методами зависит от ориентации оси и вектора Бюргерса скользящих дислокаций относительно поверхности.

Установлено, что высота соответствующих линиям скольжения ступенек на поверхности существенно выше расчетной, получаемой как произведение величины элементарного сдвига на число прошедших через точку наблюдения дислокаций. Такая закономерность противоположна тому, что наблюдается при пластической деформации щелочно-галоидных кристаллов, где образование многочисленных дислокационных диполей приводит к уменьшению наблюдаемой высоты ступеньки по сравнению с расчетной. Кроме того, расстояние между соседними дислокациями в линии скольжения увеличивается по мере удаления от источника Франка—Рида. Это позволяет сделать вывод, что при осаждении эпитаксиального слоя происходит частичная аннигиляция участвующих в скольжении дислокаций. В отдельных случаях внутри полосы скольжения наблюдается упорядочение дислокационных ямок, которые образуют ряды, параллельные [112], характерное для малоугловых границ зерен, формирующихся при полигонизации.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СОСТАВНЫХ И МОНОЛИТНЫХ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ

Терещенко Н. А., Яковлева И. Л., Мирзаев Д. А.*, Панов А. В.*, Шабуров Д. В.**

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, * Южно-Уральский государственный университет, ** ОАО «Мечел», Челябинск, phum.@imp.uran.ru

Для ферритной стали 08X18T1 после прокатки от 1280 °C характерны низкая ударная вязкость и хрупкий характер излома. Повторная горячая прокатка при температуре начала деформации от 800 °C до 1000 °C на 35 и 50 % сохраняет охрупчивание, обусловленное возрастанием размера зерна α-фазы и выделением мелких кристаллов карбонитридов, Ударная вязкость при этом довольно низкая, а на поверхности разрушения присутствуют фасетки транскристаллитного хрупкого скола. Увеличение степени деформации до 65 % обеспечивает резкое (в 7–10 раз) повышение ударной вязкости, излом имеет вязкий, ямочный характер.

Установлено, что наиболее вероятной причиной повышения ударной вязкости стали 08X18T1 после горячей прокатки на 65 % является возникновение ослабленных поверхностей, параллельных плоскости проката, по которым в ходе ударных испытаний происходят расслоения, ориентированные перпендикулярно к основной трещине разрушения. Влияние таких поверхностей, по-видимому, заключается в увеличении площади разрушения и, соответственно, энергии, расходуемой на формирование самой поверхности и приповерхностного слоя, подвергающегося пластической деформации.

Для моделирования условий, возникающих при разрушении материала с ослабленными поверхностями, провели сравнительные испытания на удар образцов двух типов: «монолитного» и «составного». В «составном» образце пять плоскопараллельных пластин толщиной 2 мм каждая соединены между собой шпильками. Ударное нагружение «составных» образцов имитировало испытание материала с трещинами. В качестве материала использовалась аустенитная нержавеющая сталь типа 10X18AГ18, упрочненная методом гидрорастяжки. Структура исследуемой стали как в «монолитном», так и в «составном» образце представляла собой зерна аустенита, содержащие полосы скольжения и пакеты деформационных двойников.

При сопоставлении результатов ударных испытаний образцов двух типов было установлено, что для «составного» образца ударная вязкость выше в 5 раз. Кроме того, «составной» образец демонстрирует существенное преимущество перед «монолитным» по пластическим характеристикам: угол загиба образца, набранного из пластин, больше в 6–10 раз, стрела прогиба – в 7–10 раз. Фрактограммы монолитного образца свидетельствуют о смешанном характере разрушения, фасетки скола морфологически воспроизводят пакеты деформационных двойников. Картина разрушения составного образца существенно отличается, наиболее типичным элементом рельефа является ямочное строение. Таким образом, при испытаниях «составного» образца в пластическую деформацию вовлекается значительно больший объем материала, что затрудняет распространение магистральной трещины, способствует повышению ударной вязкости и формированию ямочного рельефа на поверхности разрушения.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 05-03-32213

МЕХАНИЗМЫ АННИГИЛЯЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ С НЕКОГЕРЕНТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ

Ковалевская Т. А., Данейко О. И., Колупаева С. Н.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, olva dan@mail.ru

Проведен анализ механизмов аннигиляции деформационных дефектов различного типа при пластической деформации гетерофазных материалов с недеформируемыми частицами. Исследование проведено методами вычислительного эксперимента с использованием математической модели пластической деформации скольжением. Модель включает уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций, призматических дислокационных петель межузельного и вакансионного типа, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов, моновакансий и бивакансий; а также уравнение, определяющее скорость деформации скольжения.

Для исследования роли механизмов генерации и аннигиляции деформационных дефектов в деформационном упрочнении и эволюции дефектной структуры проведены расчеты с использованием моделей, построенных на основе учета в базовой модели различного набора механизмов аннигиляции.

В безаннигиляционном приближении скорость накопления сдвигообразующих дислокаций (в отличие от других типов дефектов) тем интенсивнее, чем больше расстояние между частицами упрочняющей фазы и чем меньше размер частиц. Скорость накопления дислокаций в дипольных конфигурациях уменьшается при увеличении расстояния между упрочняющими частицами, при этом диполи появляются при меньших степенях деформации. Напряжение возрастает в процессе деформации при всех температурах и масштабных характеристиках упрочняющей фазы. Аннигиляция винтовых дислокаций поперечным скольжением незначительно снижает интенсивность деформационного упрочнения и плотность всех составляющих деформационной дефектной подсистемы. При учете аннигиляции невинтовых дислокаций переползанием за счет осаждения на них деформационных точечных дефектов происходит значительное уменьшение напряжения течения. При этом наблюдается тенденция к выходу кривых на стационарное состояние. Уменьшается интенсивность накопления дислокаций всех типов, кроме сдвигообразующих. Плотность сдвигообразующих дислокаций интенсивно увеличивается за счет перехода разрастающихся призматических петель и диполей в разряд сдвигообразующих дислокаций. Учет взаимодействия между точечными дефектами приводит к повышению напряжения течения и плотностей составляющих дислокационной подсистемы при всех температурах деформации. Термодинамически равновесные точечные дефекты играют роль в аннигиляционных процессах только при высоких температурах, уменьшая плотности составляющих дислокационной подсистемы и напряжение течения.

Установлено, что при малых степенях деформации (примерно до 0,1) доминирующим элементом дислокационной подсистемы являются дислокационные призматические петли. При последующем развитии деформации при низких температурах доминирующей составляющей дислокационной подсистемы становятся дислокации в дипольных конфигурациях, при высоких температурах – сдвигообразующие дислокации, при умеренных температурах происходит многократная смена в течение деформации определяющего вклада дислокаций различного типа в общую плотность дислокаций.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОН СДВИГА В СПЛАВЕ Al–Zn–Mg, НАХОДЯЩЕМСЯ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Григорьева Н. А., Ковалевская Т. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, olva dan@mail.ru

Для изучения механизмов деформации гетерофазных материалов, в которых деформация осуществляется скольжением, необходимо исследовать закономерности формирования зон сдвига. При этом следует учитывать, что развитие пластической деформации в таких материалах в значительной степени определяется характеристиками упрочняющей фазы и материала матрицы.

Были проведены исследования эволюции деформационного рельефа сплава Al-6%Zn-3%Mg, подвергнутого испытаниям на сжатие и растяжение. После закалки от 633 К сплав находится в состоянии пересыщенного твердого раствора; объемная доля мелкодисперсных некогерентных частиц (главным образом, интерметаллидов) минимальна. В ходе последующего старения объемная доля некогерентных частиц (в основном, η-фазы) значительно возрастает, меняется и состояние матрицы.

Деформационный рельеф сплава изучался с помощью оптических и электронномикроскопических (ЭМ) методов. ЭМ исследования проводились как в случае непрерывных деформаций, так и в опытах с переполировкой.

В результате исследований был получен широкий набор количественных характеристик следов скольжения. Было установлено, что в состаренном сплаве, деформированном сжатием, формируются зоны сдвига двух типов, условно названных «слабыми» и «мощными», и что новые зоны сдвига и того, и другого типа образуются в непосредственной близости от «старых». В закаленном сплаве, деформированном сжатием, подобная корреляция не была обнаружена. Кроме того, установлено, что усиление локализации деформации в закаленном сплаве, главным образом, обусловлено многократной активизацией «старых» зон сдвига.

При растяжении и закаленного, и состаренного сплавов формируются только «слабые» зоны сдвига; формирование первой же «мощной» зоны сдвига приводит к образованию микротрещины и к быстрому разрушению образца.

Закономерности формирования зон сдвига были сопоставлены с закономерностями эволюции дислокационной субструктуры сплава Al–6%Zn–3%Mg. Был сделан вывод: формирование зон сдвига сопровождается образованием большого количества точечных дефектов (чем «мощнее» зона сдвига, тем больше таких дефектов).

МЕССБАУРОВСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАССЛОЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Колосков В. М., Дерягин А. И., Завалишин В. А., Гапонцев В. Л.

Интерес к фазовым и структурным превращениям при интенсивной пластической деформации в металлических сплавах связан с надеждой синтеза новых материалов. Исследуя магнитные свойства парамагнитного аустенитного сплава X12H30, авторы [1]

наблюдали появление ферромагнитных свойств в деформированном (> 97 %) сплаве, которые связали с сегрегацией никеля на границах зерен.

В данной работе мы детально анализируем результаты ЯГР исследования деформированных одноосной холодной прокаткой образцов аустенитного сплава $Fe_{0,58}Cr_{0,12}Ni_{0,3}$. Мы обнаружили, что, начиная со степеней относительной деформации > 97 %, расслоение сплава захватывает весь объем образца, и происходит фрагментация сплава на макроскопические зоны, обогащенные хромом и никелем. Объемы образца, обогащенные хромом, частично испытывают структурный переход в ОЦК решетку. Начало расслоения коррелировало с формированием субмикронного ансамбля зерен с неравновесными границами и значительным упрочнением поликристаллов. Мы полагаем, что расслоение вызвано потоками неравновесных вакансий, которые формируются при зернограничном проскальзывании — основном механизме деформации на этой стадии.

Мессбауэровское исследование дополнено дифракционными данными и проведен послойный анализ выделенных объемов деформированных кристаллов.

На основе полученных результатов проведена апробация модельного подхода [2].

- 1. Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В., Кузнецов А.Р. ФММ, 2000.— Т.89, № 6. С.82-93.
- 2. Гапонцев В.Л., КондратьевВ.В. Проблемы нанокристаллических материалов. Сб. научных трудов. Екатеринбург, 2002. С.482-493.

ЛОКАЛЬНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ КАК МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ, СПЛАВОВ, ПОРОШКОВЫХ И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рублинецкая Ю. В., Слепушкин В. В., Мощенская Е. Ю., Суськина Е. Л.

Самарский государственный технический университет, Самара, physhem@samgtu.ru

Рассмотрены возможности локального электрохимического анализа (ЛЭА) в изучении физических и физико-химических свойств металлов, сплавов, порошковых и композиционных материалов:

- ЛЭА металлов и сплавов (фазовый и элементный анализ поверхности, подвергнутый различным видам обработки);
- ЛЭА покрытий и пленок на основе металлов и сплавов (фазовый и элементный анализ, контроль толщины, диффузионные процессы в многослойных структурах);
- ЛЭА порошковых и композиционных материалов (фазовый и элементный анализ, распределение фаз);
- приборы для локального электрохимического анализа (прижимные ячейки, электроды, электрохимические толщиномеры, электрохимические анализаторы поверхности).
- 1. Брайнина Х.З., Нейман Е.Я., Слепушкин В.В. Инверсионные электроаналитические методы. М.: Химия, 1988.— 239 с.
- 2. Слепушкин В.В., Стифатов Б.М., Нейман Е.Я. Локальный электрохимический метод анализа. // Журн. аналит. химии, 1994.— Т.49, №9.— С. 911-919.
- 3. Слепушкин В.В., Рублинецкая Ю.В., Стифатов Б.М. Локальный электрохимический анализ поверхности. // Журн. аналит. химии, 2005. Т.60, №2. —С. 120-123.

ИЗУЧЕНИЕ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В КРЕМНИИ МЕТОДОМ ДИСЛОКАЦИОННОГО АНГАРМОНИЗМА

Скворцов А. А., Белов Д. И., Гальчин С. Н.

Ульяновский государственный университет, Ульяновск, scvortsovaa@ulsu.ru

При анализе влияния магнитного поля (МП) на механические свойства кремния (магнитопластический эффект), практически не изучен вопрос о динамике взаимодействия дислокаций со стопорами в элементарных полупроводниках после обработки кристалла в МП [1].

Данная работа посвящена изучению процесса взаимодействия колеблющейся дислокационной линии с различными типами стопоров после выдержки дислокационного кремния в $M\Pi$.

С этой целью нами акустическим методом регистрировался нелинейный модуль упругости 4 порядка β [2], пропорциональный плотности N_d дислокаций и длине колеблющегося дислокационного сегмента L^4 : $\beta \sim N_d L^4$.

Поскольку обработка дислокационного кремния в МП при комнатной темпе-

ратуре не меняет величину N_d , то наблюдаемая на рисунке зависимость β(t) связана с изменением колеблющегося ллины дислокационного сегмента и, следовательно, динамикой стопоров после обработки образцов в постоянном МП. Обнаружено, что предварительная обработка дислокационного кремния в постоянном МП в течение 30 минут при комнатной температуре приводит к увеличению L на 30 %. Это согласуется с полученными ранее данными [3] о влиянии постоянных маг-

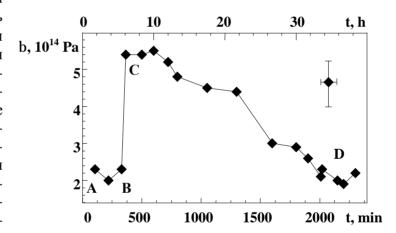


Рис. Эволюция нелинейного модуля β в процессе хранения образцов в естественных условиях: AB - до обработки в МП; CD - после 30 минутной обработки в магнитном поле B = 1 Тл при комнатной температуре.

нитных полей на динамику дислокационных сегментов в кремнии.

Работа выполнена при поддержке гранта президента $P\Phi$ поддержки молодых ученых — докторов наук № МД-1711.2005.2.

- 1. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы. //Кристаллография. 2003. Т.48. №5. С.838-867.
- 2. Скворцов А.А., Орлов А.М., Никитин К.Е., Литвиненко О.В. Дислокационный ангармонизм в кремнии. //Письма в ЖТФ. 2000. Т.26. Вып.21. С.82-88.
- 3. Скворцов А.А., Орлов А.М., Гончар Л.И. Влияние слабого магнитного поля на подвижность дислокаций в кремнии. //ЖЭТФ. 2001. Т.120. Вып.1(7). С.134-138.

УЛЬТРАЗВУКОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ И МЕТАЛЛАХ

Скворцов А. А., Гальчин С. Н.

Ульяновский государственный университет, scvortsovaa@ulsu.ru

При рассмотрении дефектообразования в металлах и полупроводниках используется, как правило, линейная теория упругости. Но в случае неоднородных деформаций, приводящих к макроскопическим изгибам кристалла, возрастает роль нелинейности его упругих свойств [1]. Тогда

$$\sigma = E_0 \varepsilon + \alpha \varepsilon^2 + \beta \varepsilon^3,$$

где σ – механическое напряжение, ϵ – относительная деформация, E_0 – модуль Юнга, α и β – линейные комбинации модулей упругости третьего и четвертого порядка, соответственно.

Экспериментальное определение β осуществлялось методом составного акустического резонатора [1], который состоял из исследуемого образца – прямоугольной пластины – и прижимных пьезоэлектрических преобразователей диаметром 10 мм на базе керамики ЦТС-19. В роли образцов выступали пластины кремния и бронзы. Образцы монокристаллического кремния размером $10\times50\times0,54$ мм³ вырезались из кремниевых пластин ориентации (111) n- или p- типа различного уровня легирования вдоль направления основного базового среза - [110], а образцы размером $10\times50\times1,4$ мм³ – из листового материала кремнистой бронзы марки БрКМц3-1.

Исследуемые образцы включались в цепь обратной связи ВЧ-резонансного усилителя. Для контроля амплитуды резонансной частоты использовались осциллограф С1-83 и частотомер РЧЗ-07-0002. Измерение деформационной зависимости скорости упругой волны полупроводника проводилось в диапазоне 0,3–7 МНz. Вначале колебательный контур настраивался на резонансную частоту с последующей 3-х минутной выдержкой во включенном состоянии для установления теплового равновесия и уменьшения дрейфа резонансной частоты. Далее снимались показания частотомера при нагрузке и разгрузке кристаллов.

Данная экспериментальная методика позволяет регистрировать нелинейные модули упругости β , жестко связанные с параметрами дислокационной структуры [1].

В результате многочисленных экспериментов обнаружено, что введение в образец донорного и акцепторного кремния дислокаций изменяет величину модуля β , что позволяет детектировать появление линейных дефектов. Показано также, что вводимые изгибом и термоударом дислокации являются, преимущественно, 60-ти градусными.

Рассмотрены также деформационные изменения частоты ультразвуковых колебаний бронзы, предложена методика определения области ее упругой и пластической деформации.

Работа выполнена при поддержке гранта президента $P\Phi$ поддержки молодых ученых — докторов наук № МД-1711.2005.2.

1. Скворцов А.А., Орлов А.М., Никитин К.Е., Литвиненко О.В. Дислокационный ангармонизм в кремнии. //Письма в ЖТФ. 2000. Т.26. Вып.21. С.82-88.

ОБРАЗОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПОЛУПЕТЕЛЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ИМПУЛЬСНОМ РАЗОГРЕВЕ ЕГО ПОВЕРХНОСТИ

Скворцов А. А., Рыбин В. В., Романенко И. П.

Ульяновский государственный университет, scvortsovaa@ulsu.ru

При анализе тепловых процессов в контактных системах металл—полупроводник большое внимание, как правило, уделяется моделированию тепловых полей и анализу деградационных процессов, связанных с перегревом структур (определение критических значений параметров). При этом большая часть исследований проведена при воздействии либо постоянных токов, либо прямоугольных токовых импульсов. В реальных же условиях приходится иметь дело с импульсами более сложной формы, когда малейшее отклонение от заданного режима работы может привести к активному дефектообразованию и деградации не только слоя металлизации, но и контакта металлполупроводник. Цель данной работы — исследование деградационных процессов, а также изучение процесса дефектообразования при воздействии токовых импульсов с линейно нарастающим фронтом.

При проведении опытов использовалось экспериментальное оборудование и методика, детально описанные в [1]. Для формирования токовых импульсов с линейно нарастающим фронтом применялся специально разработанный генератор, формирующий импульсы с длительностью линейного участка 80– $340~\mu s$ и максимальной плотностью тока до $5.7 \cdot 10^{10}~A/m^2$.

Анализ тепловых режимов функционирования осуществлялся по осциллограммам включения U(t), снимаемым с потенциальных зондов тестовой структуры. При этом динамика температуры $\Delta T = T - T_0$ тестовой структуры оценивалась по изменению

$$U(t)$$
: $\Delta T(t) = \frac{1}{\alpha} \left(\frac{U(t)}{U_0} - 1 \right)$, где α (K⁻¹) — температурный коэффициент сопротивления;

 $U_0 = IR_0$; I (A) — протекающий через структуру ток; R_0 (Ω) — сопротивление структуры при $\Delta T = 0$. О происходящих в системе изменениях в пределах токового импульса судили по динамике температуры алюминиевой пленки.

В работе обнаружено, что тепловой удар на поверхности кремния способствует образованию значительных механических напряжений. Это приводит к дефектообразованию в области максимальных градиентов ($\sim 10^7$ K/cm) даже после прохождении через нее токового импульса с линейно нарастающим во времени фронтом $\frac{\Delta I}{\Delta t} \leq 1,5\cdot 10^{14} \; \text{A/(m}^2\cdot \text{s)}.$

Проведенные металлографические исследования показали наличие дислокационных ямок травления на поверхности кремния после воздействия одиночного импульса тока. Проведен расчет механических напряжений в кремнии при действии поверхностных источников тепла.

Работа выполнена при поддержке гранта президента $P\Phi$ поддержки молодых ученых — докторов наук № МД-1711.2005.2.

1. Скворцов А.А., Орлов А.М., Саланов А.А. //ПЖТФ. 2001. Т.27.Вып.19. С.76.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Мальцева Л. А., Грачев С. В., Мальцева Т. В., Озерец Н. Н., Мисарь А. В.

ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ» Екатеринбург, ozerets@mail.ru

В данной работе была поставлена задача изучения фазовых превращений, структурных изменений и физико-механических свойств аустенитной стали 03X13H10K5M2TЮ_{0,8} и аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2Ю2Т. При этом рассматривалась как оценка степени стабильности аустенита по отношению к силовым воздействиям, так и кинетические особенности распада пересыщенных твердых растворов при различных температурно-временных воздействиях.

Коррозионно-стойкие стали аустенитного и аустенитно-ферритного классов предназначены для получения высокопрочных изделий, таких как высокопрочная тончайшая проволока для упругих элементов, мединструмент, высоконагруженные детали. Исследуемые стали отличаются высокой технологичностью, имеют высокую пластичность в исходном закаленном состоянии, что делает удобным проведение холодной пластической деформации с большими степенями обжатия.

Высокие степени деформации могут быть достигнуты путем волочения проволоки. Однако в некоторых случаях возможности достижения больших суммарных деформаций исследуемых сталей, которые нередко сопровождаются фазовыми превращениями, ограничены ввиду размерного фактора. Представляло интерес проведение больших деформаций на установке типа наковальни Бриджмена. При интенсивной деформации сдвигом (5 оборотов) при давлении 5 ГПа аустенит в исследуемой стали $03X13H10K5M2TiO_{0.8}$ становится деформационно-нестабильным и претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, которое приводит к полному исчезновению аустенита (при истинной деформации e=6) и образованию мартенсита деформации. Это приводит к существенному упрочнению стали (микротвердость изменяется от 210 HV до 735 HV). Столь резкое упрочнение при интенсивной деформации связано не только с $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением и наклепом мартенсита, но и с чрезвычайным измельчением зерна.

В аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2Ю2Т полное исчезновение аустенита достигается при меньших деформациях сдвигом (истинная деформация e=4,25), так как меньшее количество аустенита (50 %) претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. Фазовый состав этой стали после интенсивной деформации – 100 % ОЦК-фазы (наклепанный феррит и мартенсит деформации). Микротвердость этой стали изменяется от 415 до 761 HV.

Старение исследуемых сталей после интенсивной пластической деформации приводит к существенному повышению микротвердости до 1040 HV, что, по-видимому, является следствием гетерогенного зарождения фаз на дефектах.

Выполненное исследование показало потенциальные возможности, заложенные в исследуемых сталях при термопластической обработке, для достижения высоких прочностных свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта РФФИ-Урал №04-03-96133.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ И ФРАКТОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Владимиров А. П., Гладковский С. В., Смирнов С. В., Богданова Т. П.*

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, gsv@imach.uran.ru
* УГТУ-УПИ, Екатеринбург

Для многих конструкционных сталей и сплавов из-за отсутствия выраженной площадки текучести и трудности записи ниспадающей ветви кривой растяжения при механических испытаниях не удается четко выявить стадии наступления пластического течения и начала разрушения. Используемые для изучения стадийности процессов деформирования и разрушения материалов методы акустической эмиссии и термовизионного контроля требуют дорогостоящей аппаратуры и большой методической проработки.

В представленной работе показаны возможности изучения эволюции поверхности конструкционных материалов при деформационном воздействии альтернативным методом спекл-интерферометрии [1]. Данный метод основан на регистрации динамики лазерных спеклов в плоскости изображения деформируемых тел.

В качестве материалов исследования использовались серый чугун с пластинчатым и шаровидным графитом, конструкционные стали 17ГС, 09Г2С, 40, а также аустенитные стали типа Г20Х13 с различной деформационной стабильностью. Испытания разрывных образцов с диаметром рабочей части 2 мм проводились на сконструированной в ИМАШ УрО РАН оптико-механической установке, позволяющей регистрировать диаграмму «нагрузка—деформация» синхронно с записью картин отраженных оптических сигналов. Одновременно с механическим нагружением и регистрацией динамики спеклов производилась съемка поверхности образца с помощью цифровой телекамеры. На части образцов после достижения заданных степеней деформации поверхности изучались на сканирующем электронном микроскопе.

Совмещение развернутых во времени кривых растяжения стали 17ГС с выраженным «зубом текучести» и картин пространственно-временных сигналов свидетельствует о том, что резкое изменение частоты мерцания спеклов наблюдается вблизи площадки текучести и на стадии локализации пластической деформации при образовании пейки.

Выявлены особенности механического поведения и изменения динамики спеклов, связанные с образованием в процессе испытания метастабильных сталей типа Г20Х13 мартенситных фаз деформации. Проведенный анализ динамики спеклов и изображений поверхности образцов при механическом нагружении позволил расширить представления о стадийности процессов деформирования и разрушения конструкционных материалов с различным типом структуры и уровнем прочности.

Работа выполнена при поддержке Грантов 04-01-96110 РФФИ «Урал» и 04-02-96057-p2004 Урал_а.

1. Владимиров А.П. Динамическая спекл-интерферометрия деформируемых тел. Екатеринбург: УрО РАН, 2004.

ЧАСТОТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ДИФФУЗИИ AI B Fe В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Вержаковская М. А., Покоев А. В.

Самарский государственный университет, Самара, mverjakovskaya@mail.ru, pokoev@ssu.samara.ru

Одним из актуальных современных научных направлений физики твердого тела в настоящее время является исследование влияния внешних воздействий на структуру и свойства твердых тел и на протекающие в них процессы, в том числе, и диффузионные.

Целью данной работы было экспериментальное исследование влияния переменного магнитного поля (МП) на диффузию Al в Fe в зависимости от частоты переменного МП с использованием рентгенографической методики измерения коэффициента диффузии (КД).

Образцы имели цилиндрическую форму (диаметр и высота 10 мм) и изготавливались из поликристаллического Fe следующего состава (вес. %): C - 0.002; Si - 0.13; Mn - 0.25; S - 0.02; P - 0.01; Cu - 0.16; E - 0.1

 $M\Pi$ создавалось электромагнитом $\Phi\Pi$ -1 с электронным блоком питания и управления. Форму сигнала переменного $M\Pi$ можно описать выражением:

$$H(t) = H_0 + H_1 \sin(2\pi \cdot f \cdot t) = H_0 + H_1 \sin\left(2\pi \cdot \frac{1}{T} \cdot t\right),$$

где H_0 – постоянная составляющая МП, H_1 – амплитуда переменной гармонической составляющей МП, которая накладывается на постоянную составляющую с частотой f, $T=t_1+t_2$ – период колебаний, t_1 – время импульса, t_2 – время паузы между импульсами, t – время.

Частотные зависимости КД Al в Fe измерены при температуре 730 °C и при постоянной составляющей МП 39,8 и 79,6 кА/м; амплитуда переменной гармонической составляющей МП при этом увеличивалась от 47,8 до 238,8 кА/м с возрастанием частоты МП; время диффузии -4–6 ч. В данном случае переменное МП было импульсным, т.к. при каждом режиме отжига $H_0 < H_1$, т.е. было время паузы между импульсами сигнала переменного МП.

Результаты эксперимента показывают, что импульсное МП оказывает заметное влияние на диффузионный процесс Al в Fe при температуре 730 °C: частотные зависимости имеют сложный немонотонный характер. Наложение импульсного МП в исследованном диапазоне частот от 0 до 8,0 Γ ц всегда приводит к увеличению относительного КД Drel(f), т.е. $Drel(f) \ge 1$, причем при постоянной составляющей МП 39,8 кА/м интервал изменения КД выше, чем при 79,6 кА/м.

В настоящее время не существует строгой физической модели влияния переменного МП на диффузию примесей в твердых телах. Однако уже сейчас можно качественно указать на несколько возможных механизмов процесса диффузии Al в Fe: магнитострикционный механизм, механизм взаимодействия движущихся доменных границ с дислокациями и с примесными атомами.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ Cu-20%Sn

Журавель Л. В., Фавстов Ю. К.

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

Проведены комплексные исследования по изучению влияния термической обработки на структуру и свойства оловянной бронзы Бр022, дополнительно легированной титаном и цирконием, а именно: 1 – исходное состояние (литье в кокиль); 2 – закалка от 700 °C в воде; 3 – отпуск 200–700 °C.

Металлографически установлено, что у используемых сплавов в исходном состоянии наблюдается α -твердый раствор на основе меди и эвтектоид ($\alpha + \delta$). Установлено, что непосредственно после закалки с температуры устойчивости β -фазы (700 °C) сплавы имеют структуру мартенсита и первичных кристаллов α -фазы. Последующий отпуск приводит к распаду мартенсита и образованию эвтектоида.

В результате изучения микротвердости установлено, что в зависимости от содержания компонентов в сплаве (α , β , δ) микротвердость имеет различные характеристики. Проанализировать и сделать определенные выводы о влиянии твердости на свойства оловянной бронзы не представляется возможным.

Демпфирующая способность исследуемых образцов показала целесообразность легирования бронзы титаном. Наилучшим звучанием (низким уровнем демпфирования) обладают образцы непосредственно после литья и после закалки от 700 °C и отпуска 400 °C.

Проведенный рентгеноструктурный анализ показал наличие во всех без исключения состояниях α -фазы, представляющей собой твердый раствор олова в меди. В исходном состоянии, а также после закалки от 700 °C и отпуска на 400 °C зафиксированы линии δ -фазы. В образцах, подвергнутых только закалке, линии δ -фазы отсутствовали. Также рентгеноструктурным анализом определен параметр неупорядоченного β^1 -мартенсита, полученного после закалки от 700 °C.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что оптимальными условиями, обеспечивающими низкую демпфирующую способность оловянной бронзы являются исходное состояние (литье в кокиль), а также закалка от $700\,^{\circ}$ С и отпуска на $400\,^{\circ}$ С.

СРАВНЕНИЕ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ НАГРУЗКАХ ПРУЖИН И ЛОПАТОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Киселева Т. Д.

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

Сегодня усталость определяет долговечность почти всей техники. Это основной путь разрушения деталей конструкций. Процессы здесь многообразны, ясно лишь, что усталость — следствие необратимых изменений дислокационной структуры, накапливаемой при циклической пластической деформации в вершине трещины.

При циклических испытаниях лопаток высокотемпературной ступени двигателя и пружин из стали и титановых сплавов имеет место многоцикловая усталость с наложением статической компоненты и температурных режимов испытания. Через большое количество циклов возникает усталостная трещина, которая, по мере роста, самоускоряется.

В результате исследований установлено, что усталостная трещина, как в лопатках, так и в пружинах имеет преимущественно бороздчатый характер распространения. Экспериментально изучена остаточная осадка и усталостная прочность пружин. Установлено, что осадка титановых пружин примерно в 2 раза меньше по сравнению с пружинами из стали.

Электронномикроскопическое исследование поверхности разрушения пружин и лопаток показало, что на поверхности разрушения наблюдаются крупные карбидные частицы, которые имеют четкую границу раздела с основной матрицей.

Усталостные трещины развиваются с поверхности, поэтому упрочнение лопаток и пружин высокотемпературной плазмой повышает их долговечность в 1,5 и более раз.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Макаев Р. И.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, renat m@mail.ru

Компьютерное моделирование является одним из наиболее перспективных методов исследования атомной структуры и свойств нанокристаллических металлов. Методом молекулярной динамики в настоящее время моделируются нанокристаллы, содержащие десятки зерен и миллионы атомов. При этом не учитывается тот факт, что границы и тройные стыки зерен в реальных нанокристаллах содержат дефекты и имеют неравновесную структуру. Вместе с тем, неравновесные границы зерен играют большую роль в механических и диффузионных свойствах наноматериалов, поэтому изучение их структуры важно для понимания свойств наноматериалов. Важнейшим свойством неравновесных границ зерен является наличие создаваемых ими дальнодействующих полей упругих напряжений.

В настоящей работе с целью выяснения роли напряженного состояния границ зерен в их структуре изучаются границы зерен произвольного типа, имеющие смешанную разориентировку наклона и кручения, подвергнутые напряжению растяжения. Проведено моделирование этих границ методом молекулярной динамики при различных температурах под воздействием различных значений напряжения. Рассчитаны такие параметры границы зерен, как свободный объем, степень упорядоченности атомов, радиальная функция распределения и энергия. Результаты моделирования показывают, что в отсутствии напряжений границы имеют неупорядоченную структуру, близкую к аморфной. Под действием напряжения растяжения наблюдается появление в границе локализованных дислокаций, изменяется радиальная функция распределения, что говорит о повышении степени упорядоченности.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОТЖИГОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УМЗ ТИТАНОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ

Салимгареева Г. Х., Семенова И. П., Латыш В. В.*, Валиев Р. З.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, Уфа, * ГУП Инновационный научно-технический центр «Искра», Россия, Уфа, sadikova_gh@list.ru

К настоящему времени доказано, что измельчение зерна в металлах и сплавах и создание в них специальной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры позволяет значительно улучшить их физико-механические свойства, такие как прочность, сопротивление усталости, сверхпластичность [1, 2]. Однако многие УМЗ материалы показывают пониженную пластичность по сравнению с крупнозернистым состоянием, что связано с физической природой мелкого зерна, высокими внутренними напряжениями. Выбор режимов ИПД и отжигов при изготовлении УМЗ прутков является определяющим для их качества и механического поведения.

Для формирования УМЗ структуры и высоких механических свойств в длинномерных прутках из сплава СР-Ті Grade 4 было использовано несколько видов деформации, включая равноканальное угловое прессование (РКУП), кузнечную протяжку и волочение. Целью данной работы является исследование влияния температуры и длительности заключительного отжига на микроструктуру и механические свойства УМЗ полуфабрикатов Ø7мм и длиной 800 мм. Образцы отжигали при температурах 300, 350, 400, 450 и 500 °С в течение 30 мин и 1 часа. Проведены исследования микроструктуры с анализом размера зерна, состояния границ зерен методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что отжиг до температуры 350 °С в течение часа не приводит к заметным изменениям структуры и уровня механических свойств. Дальнейшее повышение температуры способствует процессам возврата, росту размера зерен и плавному снижению прочностных характеристик.

- 1. Валиев Р.З. Развитие равноканального углового прессования для получения ультамелкозернистых металлов и сплавов // Металлы. 2004, том 1, стр.15.
- 2. Valiev R.Z. Nanostructuring of Metals by Severe Plastic Deformation for Advanced Properties, Nature Materials, Vol. 3, pp. 511-516 (2004).

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ С ИЗМЕНЕНИЕМ ОБЪЕМА В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ С УПЛОТНЯЮЩИМСЯ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Белошенко В. А., Возняк Ю. В.

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

Традиционный эффект памяти формы (ЭПФ) в полимерах реализуется без существенного изменения объема. В работах [1,2] продемонстрировано наличие особого класса полимерных материалов, способных при восстановлении формы необратимо изменять свой объем в заданном направлении. Это достигается созданием определен-

ной структуры и выбором соответствующей схемы деформирования. В частности, таким требованиям удовлетворяют полимерные композиты с уплотняющимся наполнителем. Процесс восстановления формы у них связан с раскрытием залеченных при деформации микропустот. В качестве схем деформирования могут использоваться простые способы формоизменения — сжатие в пресс-форме и твердофазная экструзия, а также их сочетание в различной последовательности. В настоящей работе на примере систем эпоксидный полимер-терморасширенный графит (ЭП-ТРГ) и эпоксидный полимер-аэросил (ЭП-А) исследованы особенности проявления ЭПФ, сопровождающегося изменением объема, в зависимости от характера деформации.

Образцы композитов изготавливали смешиванием эпоксидиановой смолы ЭД-20 и дицианэтилированного диэтилентриамина УП-0633, взятых в стехиометрическом соотношении, с наполнителем и отверждением смеси в цилиндрической форме. Нагружение производилось в высокоэластическом состоянии с последующим охлаждением в изометрических условиях до температуры ниже температуры стеклования $T_{\rm c}$, восстановление формы – при $T > T_{\rm c}$.

Изучена взаимосвязь между осевой e_l и радиальной e_r компонентами деформации при нагружении и разгрузке полимерных материалов, изменяющих свой объем в процессе деформирования и восстановления формы. Установлено наличие широкой петли гистерезиса в зависимостях $e_l(e_r)$, названного деформационным. Показано, что расположение траекторий деформирования и величина деформационного гистерезиса зависят от маршрута деформирования образцов. Выбирая наполнители с разной способностью к уплотнению и варьируя параметры комбинированной деформации, можно управлять величиной и знаком коэффициента пропорциональности между продольной и поперечной деформациями при восстановлении формы полимерных композитов.

- Beloshenko V.A., Beygelzimer Ya. E., Borzenko A.P., Varyukhin V.N. // Composites. A. 2002. V. 33. P. 1001.
- 2. Белошенко В.А., Варюхин В.Н., Возняк Ю.В. // Успехи химии. 2005. Т. 74. №3. С. 285.

ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В ПОВЕРХНОСТНОМ УПРОЧНЕНИИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Валюженич М. К., Курицын В. Н., Стулин В. В., Тютяев А. В.

Самарский государственный технический университет

Получение тугоплавких покрытий на титановых сплавах с помощью импульсных потоков ударно сжатой плазмы основано на взаимодействии высокоскоростных частиц неметалла (бора или графита), взвешенных в потоке ударно сжатого газа, с поверхностным расплавом титана, который образуется в результате теплообмена с плазмой.

Процесс сочетает в себе динамический характер воздействия распыляемого материала на подложку с диффузионным характером взаимодействия исходных компонентов, которое имеет место при химико-термической обработке металлов.

Наличие высоких температур (порядка 10^4 K) и малая длительность импульса воздействия (порядка $10^{-3} - 10^{-4}$ c) на обрабатываемую поверхность отличают данный процесс от известных способов диффузионно-деформационного упрочнения [1-2] и опре-

деляют особенности формирования структуры полученных при этом покрытий. В предыдущих сообщениях [3–4] приведены результаты рентгеноструктурных исследований.

Таким образом, результаты изучения фазового состава и структуры поверхностных слоев образцов из титановых сплавов ВТ9, ВТ20, ОТ4 после обработки импульсными потоками ударно сжатой плазмы, содержащей порошок графита или бора, свидетельствуют о принципиальной возможности синтеза различных тугоплавких соединений на основе титана и создания покрытий, обладающих высокими физикомеханическими свойствами.

- 1. А.Н. Бекренев, М.К. Валюженич, Б.Н. Федоров. Исследование структуры диффузионной зоны в металлах, подвергнутых взрывному нагружению. //Тез. докл. VIII Всесоюзной конф. по физике прочности и пластичности металлов и сплавов. Куйбышев, 1976, с.167.
- 2. А.Н. Бекренев, М.К. Валюженич, Ю.С. Терминасв. Образование упорядочивающих фаз в медненном титановом сплаве ВТ9, деформированном взрывом // Тез. докл. V Всесоюзного совещания по упорядочению атомов и влиянию упорядочивания на свойства сплавов. Томск, ТГУ, 1976, с.102.
- 3. Ю.Н. Кириленко, А.Л. Кривченко, Д.В. Исаев. Энергетические закономерности при обработке титановых сплавов потоком ударно-сжатого газа. – Тез. Всеросс. конф. «Энергетические конденсированные системы», Черноголовка, Моск.обл., Ин-т проблем Хим. физики РАН, 2002, с.
- 4. Кривченко А.Л., Штеренберг А.М. Физика синтезированных тугоплавких соединений. Тез. XLIV Международн. конф. «Актуальные проблемы прочности», Вологда, 2005, с.14.

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

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

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

* Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, mishinv1@yandex.ru

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

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

Структурные исследования образцов после интенсивной пластической деформации и последующих отжигов проводили методами оптической и электронной микроскопии. Установлено, что воздействие интенсивной пластической деформации способом всестороннего прессования позволяет сформировать в образцах молибдена ограниченных размеров (10х10х7 мм³), полученных методами порошковой металлургии, суб-

микрокристаллическую структуру с размером элемента зеренно-субзеренной структуры ~0,5 мкм при значительно большем размере зерен. При использовании кручения с одновременным приложением давления удается измельчить зерно до 0,2 мкм, при этом до 90 % границ зерен являются большеугловыми. В обоих случаях интенсивная пластическая деформация приводит к исчезновению остаточной пористости в молибдене.

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

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

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ КЛАСТЕРОВ ПРИ РАССЛОЕНИИ СПЛАВА Fe58Ni30Cr12 В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ивченко В. А., Дерягин А. И., Варюхин В. Н.*, Завалишин В. А., Эфрос Б. М.*

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург deryagin@prm.uran.ru

* Физико-технический институт НАН Украины, Донецк b efros@mail.ru

Сильная холодная деформация, как и радиационное воздействие, порождает высокую концентрацию неравновесных точечных дефектов. Движение точечных дефектов на стоки (дислокации, границы зерен, субзерен, фаз) может индуцировать расслоение твердого раствора. Сплав Fe58Ni30Cr12 обладает ярко выраженной зависимостью магнитных свойств от состава, что позволяет анализировать перераспределение легирующих элементов по изменению температуры Кюри и других магнитных характеристик.

После холодной пластической деформации прокаткой и сдвигом под давлением со степенями более $\varepsilon=1,6$ парамагнитный при комнатной температуре в недеформированном состоянии, сплав становится суперпарамагнетиком, то есть имеет нелинейную безгистерезисную зависимость намагниченности от напряженности магнитного поля. Причем, чем выше степень деформации, тем выше намагниченность. Это означает, что в результате холодной деформации в парамагнитном сплаве локально образуются ферромагнитные области малых размеров (до 10~hm) — ферромагнитные кластеры. Размер таких кластеров по анализу кривых Ланжевена, в среднем, составляет 8~hm. Образование кластеров при деформации происходит путем обогащения их, в основном, никелем, что было определено по значительному увеличению температуры Кюри кластеров. Доля кластеров, ферромагнитных при комнатной температуре, после деформации $\varepsilon>8$ достигает 10~o6. %. Устранение концентрационной микронеоднородности, индуциро-

ванной холодной пластической деформацией, начинается в процессе отжига при 200 °C и окончательное выравнивание состава происходит при 600 °C.

Методом полевой ионной микроскопии были исследованы образцы, деформированные прокаткой на $\epsilon=3,8$. Визуально на уровне атомного разрешения были обнаружены кластеры упорядоченной фазы FeNi₃ размерами 1,5–3 нм, что близко к значению из магнитных измерений.

Для описания изменения магнитных свойств при расслоении сплава Fe58Ni30Cr12 предложена модель супермагнетика с распределением частиц по величине магнитного момента, гораздо лучше описывающая экспериментальные кривые (без увеличения числа параметров), чем модель с одноразмерной величиной кластеров.

ОСОБЕННОСТИ РАССЛОЕНИЯ СПЛАВА Fe58Ni30Cr12 ПРИ ГОРЯЧЕЙ РАВНОКАНАЛЬНОЙ ВИНТОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Варюхин В. Н.*, Дерягин А. И., Эфрос Б. М.*, Завалишин В. А.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург deryagin@prm.uran.ru

*Физико-технический институт НАН Украины, Донецк b efros@mail.ru

Исследование деформационно-индуцированного расслоения стабильных Fe–Cr–Ni ГЦК сплавов [1] показало, что в процессе образования супермелкозернистой структуры при интенсивной пластической деформации возникают наноразмерные кластеры, обогащенные никелем. Это объяснялось диффузионными процессами, обусловленными высокой концентрацией неравновесных точечных дефектов, генерируемых интенсивной пластической деформацией. В процессе движения точечных дефектов на стоки, благодаря различной диффузионной подвижности атомов-компонент сплава, возникает образование микрообластей – кластеров, обогащенных никелем.

На основе численного решения уравнений диффузии, учитывающих рождение и поглощение точечных дефектов, а также их взаимную рекомбинацию в сплаве Fe–Ni–Cr, подвергнутом большой пластической деформации, в работе [2] сделан вывод, что повышение температуры деформирования значительно усиливает процессы расслоения.

Для проверки такого вывода была проведена равноканальная винтовая деформация сплава Fe58Ni30Cr12 при температуре + 300 °C. Степень деформации за три прохода составила $\varepsilon=3,2$. Магнитные измерения показали, что повышение температуры интенсивной холодной деформации не приводит к ускорению процессов атомного расслоения.

- 1. Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В., Кузнецов А.Р. Низкотемпературное механоиндуцированное расслоение в хромоникелевых сталях. ФММ, 2000, Т. 89, № 6, с. 82-93.
- 2. Кузнецов А.Р., Стариков С.А., Сагарадзе В.В. и др. Исследование деформационноиндуцированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni. ФММ, 2004, Т. 98, № 3, с. 65-71

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ КРИТЕРИЕВ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ

Левин Д. М., Чуканов А. Н.

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

Деструкцию поликристаллических сплавов (модельных и промышленных) на основе α -Fe описывали при помощи параметров выявленного авторами специфического эффекта несовершенной упругости (внутреннего трения – BT) [1]. Разработанный авторами механизм эффекта основан на термофлуктуационном взаимодействии головных дислокаций плоских скоплений в микрообъемах пиковых напряжений структурных дефектов. Уникальность эффекта – в его избирательной реакции на изменение динамики дислокаций, находящихся только в указанных микрообъемах. Параметры максимума (высоту, температуру, фоновое значение BT и энергию активации) использовали в качестве критериев перехода материала в локальное предельное состояние (ЛПС) и начала микроразрушения.

Созданная модель влияния локальных напряжений на дислокационную динамику позволила прогнозировать сложную внутреннюю структуру развивающегося диссипативного процесса (формирование диссипативных структур, последовательно изменяющихся в ходе деструктивных воздействий различной природы).

Действенность модельных представлений и критериев ЛПС была подтверждена исследованиями поврежденности углеродистых сталей при их статическом деформировании и наводороживании. Появление микротрещин, фиксировавшееся по результатам металлографических и микромеханических исследований, полностью совпало с развитием описанного эффекта ВТ. Дополнительный анализ позволил непротиворечиво связать стадийность развития деформационного упрочнения и деструкции с поведением критериев ЛПС. Критерии ЛПС использовали для определения этапов рассеяния, контролируемых различными по природе видами воздействий. Выявлены условия, приводящие к превалированию в диссипативном процессе силового или коррозионного фактора [2].

Описанный подход применяли для изучения деструкции и прогнозирования состояния сталей промышленных объектов. Исследовали эксплуатационную поврежденность образцов труб действующих продуктопроводов, а также тяжело нагруженных деталей подъёмно-транспортного оборудования. Анализ микроструктуры, механических свойств и параметров тонкой структуры образцов труб продуктопроводов и ездовых балок мостовых кранов после различных сроков эксплуатации позволили получить данные о кинетике развития водородной и усталостной повреждаемости [3].

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

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ – ИНСТРУМЕНТ В ОЦЕНКЕ ДЕГРАДАЦИИ И ДЕСТРУКЦИИ СТАЛЕЙ

Чуканов А. Н., Чуканова А. А.

Тульский государственный университет, Тула, chukan@iuc.tula.ru

Предложено описывать развитие деградации и деструкции металлических сплавов железа на основе результатов комплексного анализа параметров эффектов, формирующих их спектр внутреннего трения (ВТ). За базовые принимали фиксируемые в температурном спектре неупругие эффекты, связанные с деградацией и деструкцией материала при различных внешних воздействиях.

В деградацию структуры вносили вклад следующие процессы: 1) изменение концентрации примесей внедрения (углерода, азота) в основном твердом растворе, иллюстрируемое эффектом Снука; 2) изменение подвижности дислокаций: образование дислокационных атмосфер, сегрегаций и выделений, 3) изменение морфологии фазовых выделений, формирующее эффект Снука–Кэ–Кестера; 4) зернограничное скольжение, отражающееся на высокотемпературном фоне ВТ. Под деструкцией понимали зарождение и развитие микро- и макронесплошностей (трещин), формирующее характерный неупругий эффект в зонах локализации внутренних напряжений у структурных дефектов и дефектов поврежденности [1,2].

Исходной являлась информация, полученная при низко- (обратный крутильный маятник, $f \sim 1$ с⁻¹) и среднечастотных (резонансные изгибные колебания $f \sim 1.10^3$ с⁻¹) измерениях амплитудных и температурных зависимостей внутреннего трения.

В температурном спектре ВТ фиксировали неупругие эффекты (деструкционный, Снука, Снука–Кэ–Кестера, зернограничный). Определяли их количественные (силовые и энергетические) параметры. Описывали закономерности их изменения от степени предварительного силового воздействия.

Комплексный анализ параметров перечисленных неупругих эффектов совместно с характеристиками упругости (относительное изменение модуля упругости), данными микромеханических и рентгеноструктурных испытаний, проведенный для бинарных железо-углеродистых сплавов и промышленных малоуглеродистых сталей позволил увеличить информативность и качество описания происходящих в них микро- и макроструктурных изменений [1].

Описанный подход дает возможность подробно и объективно, опираясь на реальное изменение суб- и микроструктуры, описывать механическое состояние материала. В частности, для деформированных образцов – фиксировали переход из области пластического в область пластико-деструкционного поведения. Составлены карты состояния материала (твердого раствора, наличия и критичности микронесплошностей).

- 1. Левин Д.М., Чуканов А.Н. Влияние локализованных напряжений структурных дефектов на динамику дислокационных скоплений // The XXI International Conference «Relaxation Phenomena In Solids» (Voronezh, Russia, October 5 8, 2004).- С.45.
- 2. Чуканов А.Н. Влияние деформационной поврежденности на параметры тонкой структуры и механическое состояние сталей // конденсированные среды и межфазные границы.- 2003. -Т.5 ВЫП. 3. С. 328 332.

ИНИЦИИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ОТЖИГЕ ЗАКАЛЕННОГО МОНОКРИСТАЛЛА Ti-50,8 at.%Ni

Беляев С. П., Чумляков Ю. И.*, Реснина Н. Н.

НИИ математики и механики СПбГУ, Санкт Петербург, natasha@smel.math.spbu.ru

* Сибирский Физико-технический институт, Томск

Изменение микроструктуры сплавов на основе TiNi, происходящее во время термообработки, оказывает большое влияние на кинетику термоупругих мартенситных превращений. В настоящей работе исследовано действие отжига на монокристалл никелида титана, не претерпевающий мартенситных превращений в исходном закаленном состоянии. Выбор такого объекта позволяет выявить не только эволюцию кинетики превращений в процессе отжига, но и закономерности возникновения превращений в первоначально непревращающемся кристалле.

Представлены данные калориметрического исследования структурных переходов в монокристаллах Ti–50,8 ат.% Ni, отожженных при температурах 300÷600 °C, в которых в исходном, закаленном от 950 °C (30 минут) в воде, состоянии мартенситные превращения не наблюдаются вплоть до 77 К. Полученные результаты показали, что отжиг сплава при температуре 300 и 400 °C инициирует B2 \rightarrow R превращение, которое реализуется в широком интервале (~ 50 °C) с узким гистерезисом 2–5 °C и характеризуется малой величиной энтальпии 3 Дж/г и 6 Дж/г, соответственно. Отжиг сплава при температуре 500 °C в течение 10 минут приводит к появлению B2 \rightarrow R перехода, а выдержка более 30 минут инициирует последовательность B2 \rightarrow R \rightarrow B19′ мартенситных превращений. Отжиг сплава при 600 °C инициирует B2 \rightarrow B19′ структурный переход, который наблюдается при низких температурах (~ - 60 °C) в широком температурном интервале, и сопровождается малым тепловыделением (~ 2 Дж/г). Увеличение времени выдержки образцов при указанных температурах приводит к увеличению температур и уменьшению интервала фазовых превращений, при этом их последовательность не изменяется

Инициирование отжигом ($300\div400\,^{\circ}\text{C}$) $B2\to R$ превращения обусловлено образованием в сплаве частиц Ti_3Ni_4 , которые обедняют основную матрицу избыточным никелем и создают вокруг себя ромбоэдрические искажения, что способствует реализации этого превращения. Размеры и количество частиц напрямую зависит от температуры отжига, поэтому низкотемпературный отжиг ($300\,^{\circ}\text{C}$) способствует реализации фазового превращения лишь в небольших областях вокруг частиц Ti_3Ni_4 . При температуре $500\,^{\circ}\text{C}$ распад твердого раствора заканчивается в течение первого часа, что способствует реализации цепочки $B2\to R\to B19'$ превращений во всем объеме материала. Широкий интервал превращений при низких температурах отжига и малых временах обусловлен наличием в матрице концентрационных градиентов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 05-01-08020, гранта президента Российской Федерации для молодых ученых № MK-1977.2005.8, гранта INTAS 03-5547

ВЛИЯНИЕ ПОПЕРЕЧНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ НА ДИНАМИКУ ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ПРИМЕСНЫХ КРИСТАЛЛАХ

Малашенко В. В.

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

При исследовании дислокационного скольжения тип дислокации (краеваявинтовая) обычно не играет существенной роли. Однако в работах [1,2] было показано, что краевые (edge) и винтовые (screw) дислокации имеют различный характер торможения точечными дефектами, а именно, в области высоких скоростей, согласно [1]

$$\frac{F_{SCR}}{F_{ED}} = \frac{v^2}{c^2},$$

где v — скорость движения дислокации, c — скорость распространения поперечных звуковых волн. Исследуемый механизм диссипации заключался в необратимом переходе кинетической энергии поступательного движения дислокации в энергию поперечных колебаний ее элементов в плоскости скольжения. Однако винтовая дислокация, в отличие от краевой, способна совершать колебания в плоскости, перпендикулярной плоскости скольжения, и даже совершать двойное поперечное скольжение. В работах [1,2] такие ситуации не рассматривались. В настоящей работе исследуются системы, допускающие малые поперечные колебания элементов винтовой дислокации перпендикулярно плоскости скольжения под влиянием упругих полей точечных дефектов, однако исключающие поперечное скольжение винтовых дислокаций. Такая ситуация реализуется, например, в натрии для дислокаций, ориентированных вдоль <111> и скользящих в плоскости {112}, а также в цинке для дислокаций, ориентированных вдоль <10>.

Пусть винтовая дислокация, параллельная оси OZ, с вектором Бюргерса (0,b,0) под действием постоянного внешнего напряжения s_0 движется в положительном направлении оси OX с постоянной скоростью v в плоскости y=0 в поле хаотически распределенных примесей. Сила торможения дислокации дефектами во втором порядке теории возмущений может быть вычислена следующим образом:

$$F_X = <\frac{\partial F_X}{\partial x} w_X > + <\frac{\partial F_X}{\partial y} w_Y > ,$$

где символ < ... > означает усреднение по случайному распределению примесей, w_X – случайная величина, описывающая малые колебания элементов дислокации относительно ее "центра масс" в плоскости дислокационного скольжения, w_Y описывает колебания в плоскости, перпендикулярной плоскости скольжения.

$$m\left\{\frac{\partial^2 w_X(z,t)}{\partial t^2} + d\frac{\partial w_X(z,t)}{\partial t} - c^2 \frac{\partial^2 w_X(z,t)}{\partial z^2}\right\} = b\left[s_0 + s_{YZ}^d(vt + w;z)\right],$$

где $\mathbf{S}_{YZ}^{(d)} = \sum_{I=1}^{N} \mathbf{S}_{YZ,I}^{(d)}$, $\mathbf{S}_{YZ,I}^{(d)}$ – компонента, создаваемая i-м точечным дефектом на линии дислокации, m – масса единицы длины дислокации, N – число дефектов. Уравнение для w_{Y} имеет аналогичный вид с той лишь разницей, что \mathbf{S}_{YZ}^{d} необходимо заменить на \mathbf{S}_{XZ}^{d} . Расчеты показывают, что учет колебаний, перпендикулярных плоскости скольжения, не изменяет характер зависимости силы торможения от основных параметров задачи, однако увеличивает величину этой силы в изотропном случае ровно в два раза, в анизотропном этот численный коэффициент зависит от величины упругих модулей кристалла.

- 1. Малашенко В.В. ФТТ.- 1990. -Т.32. №2.- С. 645-647.
- 2. Малашенко В.В. ФТТ. -1997.- Т.39. №3.- С. 693-694

АНАЛИЗ ГИПОТЕЗЫ ЕДИНОЙ КРИВОЙ ПО ДАННЫМ МАТЕМАТИЧЕСКОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

Ахунова А. Х., Бердин В. К.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа Akhunova@imsp.da.ru

В механике твердого тела широко известна «гипотеза единой кривой», суть которой состоит в том, что вид кривых нагружения не зависит от вида деформирования, то есть все экспериментальные данные ложатся на некую универсальную единую кривую. Данная гипотеза во многом является спорной, так как не ясен диапазон ее применимости, в частности, применима ли она для высокотемпературных испытаний.

В связи с этим, цель настоящей работы – проанализировать гипотезу единой кривой для случая высокотемпературной деформации одноосным растяжением и одноосным сжатием с использованием численного моделирования данных процессов.

Экспериментальные исследования проводили по схеме одноосного растяжения цилиндрических образцов из алюминиевого сплава Д16 с длиной рабочей части 10,0 мм и диаметром 3,0 мм при температуре 525 $^{\circ}$ C и скоростях деформации в интервале $x = 8.3 \times 10^{-4} \div 2.5 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$.

Численное моделирование процессов одноосного растяжения и одноосного сжатия цилиндрических образцов проводилось в среде конечно-элементного пакета AN-SYS6.0 в двухмерной постановке. Решалась осесимметричная задача со следующими допущениями: деформация образца — одноосное растяжение и одноосное сжатие; деформационное упрочнение материала — изотропное.

Математическое моделирование как растяжения, так и сжатия, было выполнено с использованием определяющего соотношения П. Пэжина (Р. Perzyna), входящего в стандартную библиотеку программного продукта ANSYS6.0 и описывающего реологическое поведение упруговязкопластических материалов. Параметры в данном определяющем соотношении находились из экспериментов на одноосное растяжение.

Полученные в работе результаты позволяют сделать вывод, что рамках сделанных допущений гипотеза единой кривой для данного сплава для высокотемпературных испытаний на сжатие и растяжение выполняется.

ВЛИЯНИЕ ВИДА НАГРУЖЕНИЯ НА ТРАНСФОРМАЦИЮ ПЛАСТИНЧАТОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ9 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Нуриева С. К., Бердин В. К.

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

За последнее время возрос интерес к исследованию влияния различных схем горячей деформации на трансформацию пластинчатой структуры в глобулярную. Практической целью этих работ является выяснение наиболее эффективной для технологии схемы обработки титановых сплавов, обеспечивающей более полную глобуляризацию структуры при меньшей величине накопленной деформации, и, в конечном счете, при меньших энергозатратах.

Исследованию влияния напряженного и деформированного состояния в заготовке из титанового сплава ВТ9 на интенсивность и полноту преобразования крупнокристаллической микроструктуры в микрокристаллическую посвящена данная работа.

В работе показано, что дисперсность исходной пластинчатой микроструктуры титанового сплава ВТ9 не влияет на конечный размер зерен, формируемый при высокотемпературной деформации. Дисперсность исходной микроструктуры влияет на однородность протекания процессов фрагментации пластин α -фазы, определяет кинетику трансформации микроструктуры и ресурс пластичности материала независимо от видов нагружения

Путем сравнения результатов испытаний на растяжение, кручение, и растяжение с одновременным кручением, показано, что вид нагружения (деформированное состояние) влияет на однородность микроструктурных изменений в объеме образца. При растяжении наибольшие структурные изменения наблюдаются в зоне образования шейки, при кручении — в периферийных зонах образцов. Любое сочетание (последовательное кручение+растяжение, или растяжение+кручение, или одновременное кручение+растяжение), по сравнению с одноосным растяжением или кручением существенно ускоряет процессы трансформации пластинчатой микроструктуры в глобулярную и сопровождается более однородным развитием фрагментации α-пластин во всем объеме деформируемого образца.

Напряженное состояние, возникающее в деформируемом материале при горячей пластической деформации титанового сплава ВТ9, влияет на процессы пластической деформации и на формирование структуры. На диаграмме нагружения после классического разупрочнения наблюдается стадия упрочнения тем большая, чем больше величина гидростатического давления в схеме напряженного состояния. С увеличением величины гидростатического давления наблюдается повышение дисперсности структуры и однородности микроструктурных преобразований в объеме образца. Такое поведение объясняется сменой соотношения механизмов деформации при высокотемпературных испытаниях.

ОДНОРОДНОСТЬ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ОБЪЕМНЫХ ЗАГОТОВКАХ МЕДИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Фаизова С. Н., Ганеев А. В., Александров И. В., Рааб Г. И., Валиев Р. 3.

УГАТУ, ИФПМ, Уфа, artur_ganeev@mail.ru

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из способов получения субмикрокристаллической (СМК) структуры в металлах и сплавах. Трансформация структуры в объеме заготовки при РКУП происходит неоднородно. Степень однородности зависит от геометрии оснастки, типа маршрута РКУП и от характеристик материала заготовки. Типичным для РКУП является неоднородное течение материала по объему заготовки и формирование различающейся структуры в головной, хвостовой и основной частях заготовок. В основной части заготовки течение материала и, как следствие, формирование структуры и свойств происходит неоднородно, что подтверждается результатами экспериментальных исследований и численного моделирования. Большинство исследований проведено для образцов после 1 прохода РКУП. Но неоднородность микроструктуры и свойств наследуется при последующих проходах РКУП.

Целью данной работы является поэтапное исследование характера неоднородности течения медных заготовок (М1) при РКУП от 1 до 8 проходов по двум маршрутам: Вс и С. Исследования структуры и свойств деформированного материала проводили на разных структурных уровнях: на макроуровне (механические испытания, макроструктура), мезоуровне (ОМ-оптическая металлография – анализ поведения групп зерен, микротвердость) и микроуровне (ПЭМ-просвечивающая электронная микроскопия – тонкая структура). Условия РКУП: комнатная температура, угол пересечения каналов оснастки 90°, размер заготовок 8×8×60 мм.

Исследование основной зоны образцов после 1 прохода РКУП показало, что в нижней части наблюдается область с пониженной деформации, которая составляет 1 4 часть сечения заготовки. В центральной зоне наблюдается металлографическая текстура, вытянутая под углом 28° к оси выходного канала. Размер зерен составляет 270×70 мкм с коэффициентом формы (4:1). На микроуровне даже в пределах одного зерна наблюдается неоднородная дислокационная структура.

С увеличением числа проходов РКУП в зависимости от маршрута зона пониженной деформации наследуется по-разному. По маршруту Вс нижняя зона уменьшается до 1/5 от сечения заготовки после 2 и 4 проходов и до 1/7 после 8 проходов. На маршруте С появляется 3-я верхняя зона. По высоте сечения верхняя и нижняя зоны составляют ½ часть сечения после 2 и 4 проходов и уменьшаются до 1/5 части к 8-му проходу РКУП, соответственно.

В центральных областях происходит измельчение структуры до $115\times411(2,7/1)$ нм после 4 проходов. После 8 проходов уменьшается до 1266×360 нм (3,5/1) для маршрута Вс и $1200\times350(3,4/1)$ нм для маршрута С.

Показано, что с увеличением числа проходов увеличение прочности к 8 проходам РКУП достигает 460 МПа. Установлена корреляция между формированием структурной неоднородностью и микротвердостью в сечении основной части образца на каждом этапе РКУП.

Таким образом, поэтапное исследование эволюции структуры и свойств медных заготовок при многопроходном РКУП одновременно на разных масштабных уровнях

позволяет понять особенности формирования неоднородного состояния по объему заготовки при использовании заданной геометрии оснастки, что в дальнейшем позволит развить новые подходы для получения более однородной структуры в объеме заготовки

ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Ланин А. Г., Федик И. И.

Рассмотрены возможные причины и закономерности образования остаточных напряжений вследствие:

- возникновения неоднородностей химического или фазового состава тела в процессе технологических операций (плавки, спекания, отжига);
- термопластической деформации тела в неоднородных полях температур;
- деформационной обработки поверхности;
- взаимодействия поверхности тела со средой.

Исследовано образование остаточных напряжений в процессе спекания тугоплавких соединений и их влияния на прочность. Показано, что наличие широких областей гомогенности у многих материалов типа фаз внедрения при вариации химического состава приводит к изменению периода решетки, дислокационной и диффузионной подвижности и физико-механических свойств, в частности, коэффициента линейного расширения. В карбидных заготовках ZrC, NbC вследствие изменения химического состава поверхностных слоев возникает заметный градиент коэффициента линейного расширения, приводящий к появлению остаточных макронапряжений даже при отсутствии градиента температуры. Уровень и распределение остаточных напряжений σ_{ocm} определяется, в основном, величиной и характером изменения к.л.р. по сечению заготовок температурой спекания и темпами охлаждения. Поскольку заготовки спекаются при достаточно высоких температурах ($T_{cn} > 2300 \text{ K}$) и охлаждаются с малой скоростью (200– 300 град/ч), σ_{ocm} возникают на стадии охлаждения в диапазоне температур от температуры хрупко-пластического перехода T_{x-n} до комнатной. Расчетные оценки σ_{ocm} совпадают с измеренными различными рентгеновскими методами. Обсуждены примеры характерного влияния локальных и макроскопических напряжений на прочность и характер разрушения монофазных и гетерофазных тугоплавких соединений на основе карбидов, нитридов, оксидов. Увеличение размера зерен монофазных карбидов ZrC с 8 до 60 мкм повышает уровень локальных остаточных напряжений со 120 до 380 МПа и снижает, соответственно, прочность с 460 до 180 МПа. Введение дисперсных углеродных или алмазных частиц в карбидную матрицу повышает трещиностойкость и термопрочность композиций. Рассмотрено влияние трансформационных превращений ZrO₂ в композициях на основе оксидов на механические и термопрочностные характеристики.

КЭ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЛИТОЭКСТРАКТОРА ИЗ СВЕРХЭЛАСТИЧНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ NiTi СО СТЕНКОЙ ПОЛОГО ОРГАНА

Муслов С. А., Хачин С. В.*, Хачин В. Н.*

Московский Государственный Медико-Стоматологический Университет *OOO "CMET", Томск, smet-m@nm.ru

Уникальные свойства никелида титана (нитинола) NiTi — биологическая инертность, сверхэластичность и эффект памяти формы — делают этот сплав незаменимым для изготовления медицинского инструментария. С некоторых пор этот материал успешно применяется в качестве материала для экстракции инородных тел из полых органов, например, камней из желчновыводящей системы.

В данной работе методом конечных элементов (КЭ) выполнен численный анализ напряжённо-деформированного состояния стенки полых органов при внутрипросветных вмешательствах на желчных протоках с помощью NiTi сверхэластичных литоэкстракторов. Сравнительный анализ проведен и для традиционных экстракторов из нержавеющей стали. Рассмотрены литоэкстракторы с равномерной и сгущённой на дистальном конце браншевой сеткой (литоэкстракторы Хачина). Геометрические 3D модели корзинок экстракторов строились с помощью проволочных элементов с соответствующими механическими свойствами. В качестве модели полого органа рассмотрен желчный проток, по форме моделирующий врождённые или приобретённые стриктуры – патологические сужения желчных протоков, снижающие их проходимость и естественные анатомические особенности билиарной системы. Дифференциальные модули стенки холедоха были измерены в кольцевом и продольном направлении инфузионным методом in vitro в физиологическом растворе Кребса, моделирующем биологические жидкости организма.

Разработка и адаптация биоинженерной КЭ модели "литоэкстрактор-стенка протока-околопротоковая ткань", расчет полей деформаций и напряжений по Мизесу выполнены с помощью программного комплекса КЭ анализа ANSYS 8.1. Модель получилась достаточно сложной — слоистой, с различными, в том числе, нелинейными, механическими свойствами и содержала 33036 узлов. В практической реализации литоэкстрактор заводился в просвет желчного протока заданием небольших ступенчатых перемещений. Взаимодействие браншей со стенками протока моделировалось контактными элементами типа поверхность-поверхность. В качестве критериев травматизма выбраны контактное давление и деформации в стенках желчного протока при полностью раскрытом экстракторе.

Показано, что минимальным травматизмом обладают литоэкстракторы Хачина из материала с низким уровнем упругих свойств — сверхэластичного никелида титана NiTi. Такие конструкции лучше копируют внутренний рельеф и принимают форму желчевыводящих протоков. При этом выбор многобраншевых конструкций экстракторов повышает площадь контакта с внутренней поверхностью протоков и уменьшает величину контактных давлений. Одновременно сгущение браншевой сетки на дистальном конце корзинок повышает надёжность захвата и облегчает тракцию камня, расширяет оперативные возможности хирурга и уменьшает вероятность послеоперационных осложнений. Полученные результаты позволяют с уверенностью утверждать, что никелид титана является материалом, полностью (биохимически и биомеханически) совместимым с живыми биологическими тканями и полностью отвечает медикотехническим требованиям.

СТРУКТУРНЫЕ ОСНОВЫ СТАДИЙНОСТИ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

Туманов Н. В.

Центральный институт авиационного моторостроения, Москва, tumanov@ciam.ru

Универсальный характер стадийности кинетики усталостных трещин (КУТ) в металлических материалах связан с универсальностью критических (предшествующих разрушению) деформационных структур-аттракторов [1], завершающих эволюцию деформационных структур перед фронтом усталостной трещины. В зависимости от напряженного состояния в окрестности фронта трещины, характеризуемого величиной размаха (в цикле нагружения) коэффициента интенсивности напряжений ΔK , реализуются два типа критических деформационных структур. На первом этапе КУТ, который соответствует первому участку кинетической диаграммы $V - \Delta K$ (V - скорость роста трещины), критической деформационной структурой являются плоские дислокационные скопления. На втором и третьем этапах КУТ, отвечающих второму и третьему участкам диаграммы $V - \Delta K$, реализуется двухуровневая (микро- и мезоскопическая) критическая фрагментированная структура с сильно разориентированными мезограницами деформационного происхождения (ножевыми границами (НГ) [2]).

Критические деформационные структуры определяют механизмы разрушения на фронте усталостной трещины. На первом этапе КУТ действует механизм хрупкого отрыва (МХО), вскрывающий часть плоскости скольжения вблизи заторможенного края дислокационного скопления. На втором этапе КУТ реализуется механизм периодического расслаивания-разрыва (МПРР) [3]: в каждом цикле нагружения перед фронтом трещины сначала происходит хрупкое поперечное расслаивание вдоль НГ, а затем – разрыв перемычки между расслоением и фронтом. Разорванная перемычка образует усталостную бороздку, ширина которой (шаг бороздки) равна продвижению фронта трещины за цикл нагружения. На третьем этапе КУТ наряду с действием МПРР на отдельных участках фронта трещины происходит зарождение микротрещин на границах микрофрагментов критической фрагментированной структуры, превращение их в микропоры и объединение, т.е. реализуется механизм роста и слияния микропор (МРСМ).

Таким образом, в зависимости от напряженного состояния в окрестности фронта усталостной трещины образуются две альтернативные критические деформационные структуры – плоские дислокационные скопления и двухуровневая фрагментированная структура. Первой из них соответствует МХО, а второй – два альтернативных механизма разрушения, отвечающие двум структурным уровням фрагментации: расслоение вдоль границы мезофрагментов обусловливает действие МПРР, а зарождение трещин на границах микрофрагментов – МРСМ.

- 1. Князева Е.Н., Курдюмов С.П. Основания синергетики. СПб., Алетейя, 2002, 414 с.
- 2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М., Металлургия, 1986, 224 с.
- 3. Туманов Н.В. Механизм устойчивого роста усталостных трещин. // Механизмы разрушения и деформации. (Сборник трудов XXXV семинара «Актуальные проблемы прочности»). В 2-х томах. Т. 1. Псков, 1999, с. 307-314.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ

Пугачева Н. Б., Смирнов С. В., Мясникова М. В., Экземплярова Е. О., Антенорова Н. П.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, nat@imach.uran.ru

Многослойные композиты представляют собой систему нескольких отличающихся по механическим и физическим свойствам материалов. Например, биметаллические материалы, полученные методом совместной холодной прокатки, или многослойные покрытия, образованные за счет последовательного нанесения нескольких слоев различного состава и свойств. Толщина слоев в таких композициях достаточно мала — от нескольких единиц до десятков мкм. Для таких материалов представляет интерес возможность оценки напряженно-деформированного состояния в каждом из слоев, обуславливающего прочность конструкции в целом. Представляет интерес использование возможностей компьютерного моделирования, в основе которого лежат экспериментальные результаты микроиндентирования слоев.

Исследованы биметаллический материал, изготовленный методом совместной холодной прокатки листов алюминиевого сплава АМг6 и нержавеющей стали 12X18H10T с покрытием из алюминиевого сплава АД1, а также многослойные жаростойкие покрытия: 1-й слой – диффузионный алюмосилицидный, 2-й – Ni–Co–Cr–Al–Y, 3-й – керамический (ZrO_2 , Y_2O_3), последние два получены плазменным или атомно-ионным распылением. Структура композиций исследована на оптическом микроскопе NEOPHOT – 21, химический состав – на микрорентгеноспектральном анализаторе JEOL (локальность метода 2 мкм, погрешность – 5 % от измеряемой концентрации). Микроиндентирование алмазной пирамиды Виккерса осуществляли на приборе LEICA VMHT AUTOman фирмы Leica Microsystems (Germany), а макроиндентирование нагрузками до 50 кг – на твердомере AVK - HF фирмы AKASHI (Japan).

Определение концентрационного распределения химических элементов по сечению биметаллического материала показало отсутствие диффузионного проникновения алюминия из плакирующего слоя в нержавеющую сталь, а также железа их нержавеющей стали в плакированный слой. Тем не менее, прочность сцепления слоев достаточно высока: первые микротрещины и отслоения на границе со сталью 12X18H10T наблюдали при нагрузках 30 кг. Для многослойных покрытий характерно наличие небольшой (около 5 мкм) диффузионной зоны между металлическими слоями, что связано с проведением стабилизирующего отжига при 1000°C после нанесения покрытия. Отслоение по границе металлических слоев наблюдали при 50 кг, а сколы керамического слоя происходят уже при 10 кг.

Компьютерное моделирование процесса внедрения пирамиды Виккерса на границе раздела слоев с помощью программного комплекса ANSYS позволило оценить напряжения, возникающие в каждом из материалов. При этом проведена оценка допустимых напряжений, позволяющих сохранить целостность композиции. Моделирование показало формирование полос интенсивной деформации, которые могут быть интерпретированы как мезополосы локализации деформации, наблюдаемые в экспериментах.

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Выбойщик М. А., Быков Р. Н., Николаев Е. А.

TГУ, *Тольятти*, rrollfather@avtograd.ru

Работоспособность труб во многом определяется именно характером распределения остаточных напряжений. Наличие сжимающих остаточных напряжений на поверхности во многом обуславливают более высокие надежность и эксплутационные свойства труб, транспортирующих коррозионно-активные среды.

Введение окончательной термической обработки, заключающейся в ускоренном нагреве до температуры $A_{\rm C1}$ и последующим ускоренным охлаждением, позволяет создать в поверхностных слоях изделия сжимающие остаточные напряжения. При увеличении времени выдержки при нагреве величина остаточных сжимающих напряжений возрастает. Однако можно вполне ограничиться 10...15 мин., так как дальнейшая выдержка к существенному изменению остаточных напряжений не приводит.

Проведенные эксперименты показали, что наружное охлаждение позволяет снизить уровень остаточных напряжений. Последующий переход к внутреннему охлаждению и увеличению скорости охлаждения позволил получить снижение напряжений на внешней поверхности без существенного изменения напряжений на внутренней поверхности. Однако только применение двухстороннего интенсивного охлаждения позволяет получить значительные сжимающие напряжения на наружной и внутренней сторонах труб. Два-три цикла обработки существенно увеличивают (до 600 МПа) значение создаваемых сжимающих остаточных напряжений в поверхностных слоях заготовки.

Механические испытания показали, что σ_B и $\sigma_{0,2}$ у образцов, прошедших окончательную термическую обработку, несколько повышаются без заметного изменения пластичности; на диаграмме растяжения появляется ярко выраженная площадка текучести, что, по-видимому, обусловлено влиянием сжимающих напряжений на поверхности, которые до определенного уровня растягивающих напряжений препятствуют развитию пластической деформации и выходу дислокаций на поверхность. Также резко меняется число и спектр возникающих акустических сигналов.

Коррозионную стойкость оценивали по величине смятия кольцевых образцов, вырезанных из труб, после нахождения в сероводородной среде в течение 720 часов. Только на образцах, прошедших окончательную термическую обработку, полное смятие происходит без образования трещин.

Таким образом, разработанный метод окончательной термической обработки позволяет несколько повысить механические свойства и значительно увеличить коррозионную стойкость труб.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ОРГАНИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ

Лычагин Д. В., Теплякова Л. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, dvl-tomsk@mail.ru

Монокристаллы металлов и сплавов с ГЦК-решеткой являются весьма сложными объектами для описания их пластических и прочностных свойств. Это обусловлено существенной неоднородностью протекания пластической деформации на различных масштабно-структурных уровнях. В настоящей работе обобщены результаты экспериментальных исследований пространственной организации сдвиговой деформации монокристаллов алюминия, никеля, меди и твердых растворов на основе никеля, деформированных сжатием при комнатной температуре. Ориентировка монокристаллов соответствовала углам и центру стереографического треугольника.

В результате проведенных исследований фрагментации сдвиговой деформации было установлено, что морфология доменов сдвиговой деформации, наличие и расположение областей локализации зависит от условий активизации сдвига в деформационном домене. Выделены три основных фактора. 1. Различие схемы главных напряжений в локальных макрообластях монокристалла, деформированного сжатием с торцевым трением. 2. Наличие и расположение базовых концентраторов напряжений. 3. Кристаллогеометрический фактор, который определяет отсутствие или наличие в зоне сдвига обратных напряжений от пуансонов испытательной машины и от которого зависит роль базовых концентраторов напряжений в локализации деформации внутри деформационного домена (линейный и точечный концентратор напряжений).

Вторичная фрагментация исследованных монокристаллов связана с образованием систем макрополос деформации в [111] монокристаллах, мезополос – в [110] монокристаллах и взаимодействием первичных доменов сдвиговой деформации в [001] монокристаллах. В последнем случае образование вторичных доменов идет по междоменным границам и идентифицируется на боковой грани монокристаллов областями с пересекающимися следами сдвига, областями с массовым поперечным скольжением или образованием аккомодационных макрополос деформации. Массовому поперечному скольжению и образованию макрополос деформации способствует неоднородность напряжения, которая наиболее заметно проявляется на границе областей с разной схемой главных напряжений. Обнаружено, что особенностью картины деформационного рельефа [110] монокристаллов является формирование следов от сдвига по плоскостям с нулевым фактором Шмида (рассчитанным из предположения реализации схемы односного сжатия). Такие следы наблюдаются в приторцевой области, где реализуется схема сложного напряженного состояния.

В работе проанализирована связь картины первичной и вторичной фрагментации с макроскопическим формоизменением образца. Показано, что характер фрагментации преимущественно определяется кристаллографической ориентацией оси деформации и ориентацией боковых граней, он в меньшей степени зависит от физических свойств материала. Однако склонность к локализации деформации в макропачке плоскостей сдвига наиболее сильно проявляется в материалах с низкой величиной энергии дефекта упаковки, где поперечное скольжение затруднено. Закономерности изменения картины деформационного рельефа сравниваются с особенностями эволюции дислокационной структуры.

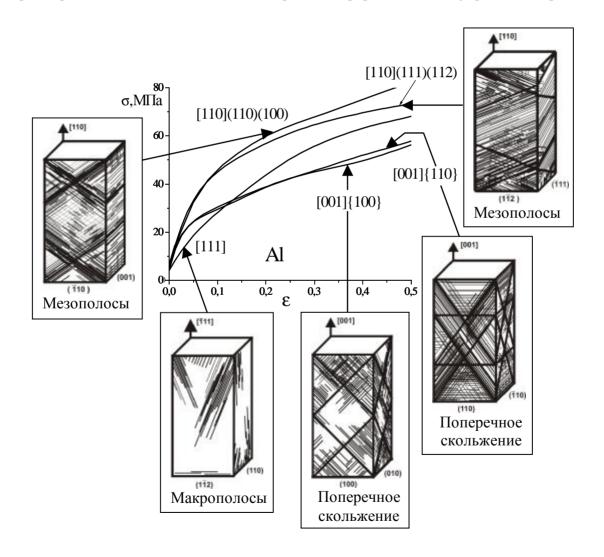
КРИВЫЕ ТЕЧЕНИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ

Беспалова И. В., Лычагин Д. В., Теплякова Л. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,

dvl-tomsk@mail.ru

Методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей (метод реплик) электронной микроскопии проведено исследование эволюции деформационного рельефа монокристаллов алюминия с симметричными ориентациями осей сжатия от масштабно-структурного уровня образец в целом до уровня – отдельный след скольжения. Проанализирована пространственная картина сдвига и рассмотрена картина фрагментации сдвиговой деформации. Особенности эволюции картины деформационного рельефа сопоставлены с поведением кривых деформационного упрочнения (рис.).



Установлено, что ориентация оси сжатия оказывает более заметное влияние на вид кривых деформации, чем различие в типе боковых граней. Наиболее высокий коэффициент деформационного упрочнения при малых степенях деформации (до ε =

0,02) наблюдается для [001] и [110] монокристаллов. Последующее его уменьшение связано с массовым поперечным скольжением в [001] монокристаллах и образованием систем мезополос деформации в [110] монокристаллах. Наиболее низким коэффициентом с самого начала деформации обладают [111] монокристаллы, в которых формируются системы макрополос деформации.

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ

Чернобай С. П.

Комсомольское-на-Амуре Авиационное производственное объединение Комсомольск-на-Амуре, kmtnm@knastu.ru

Одна из наиболее важных задач современного материаловедения заключается в поиске таких структурных состояний, которые обеспечивают высокий уровень показателей конструктивной прочности, в том числе, для режущего инструмента износостой-кости, теплостойкости и ударной вязкости.

Практика эксплуатации режущего инструмента (РИ) из быстрорежущих сталей показывает, что в большинстве случаев причиной неудовлетворительной стойкости инструмента является его хрупкое разрушение или смятие режущей кромки из-за низких пластических характеристик. Заслуживают внимания различные способы изотермической закалки, позволяющие резко повысить пластические характеристики РИ, но при этом несколько снижаются их прочностные свойства.

Исследованиями, выполненными на ОАО «КнААПО», установлено, что одним из перспективных путей повышения теплостойкости и износостойкости РИ является изотермическая закалка в интервале бейнитного «предпревращения», в качестве нагревающей и охлаждающей среды использование псевдоожиженного слоя сыпучих материалов. Максимальной теплостойкостью обладают образцы из стали Р18 после изотермической закалки в интервале бейнитного «предпревращения», исключающего промежуточные превращения и, в том числе, бейнитное. Изотермическая закалка быстрорежущих сталей в интервале бейнитного «предпревращения» предупреждает выделение карбидов, что способствует увеличению твердости и теплостойкости. Кроме того, особое состояние «предпревращения», вызванное ослаблением межатомных связей в кристаллической решетке, приводит к упорядочению структурной (кристаллической) неоднородности и улучшению свойств РИ из быстрорежущих сталей. Сравнительная оценка износостойкости РИ при высокоскоростной обработке показала, что его стойкость увеличивается в 1,3...1,7 раза, использование нитроцементации такого инструмента увеличивает его стойкость в 3,1 раза, а обработка электроимпульсным воздействием – в 3,9 раза.

Результаты экспериментов свидетельствуют о перспективности проведения исследований на других конструкционных сталях.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОМЫШЛЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Голосов Е. В., Найденкин Е. В. *

Белгородский государственный университет, Белгород, golosov@bsu.edu.ru
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,

В последнее десятилетие в физическом материаловедении интенсивно ведутся разработка и исследование ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов с размером зерен менее 1 мкм. Это связано с тем, что такие материалы обладают сочетанием физико-механических свойств, отличающим их от обычных поликристаллов. К настоящему моменту существует целый ряд методов получения УМЗ структуры в металлах и сплавах, среди которых наиболее перспективными, с практической точки зрения, представляются методы воздействия интенсивной пластической деформацией (ИПД), позволяющие получать объемные УМЗ (наноструктурные) материалы.

Несмотря на большое число работ, посвященных исследованию сплавов, полученных воздействием ИПД, большинство из них направлено на изучение свойств таких материалов, связанных с уменьшением в процессе вышеуказанной обработки среднего размера зерен. При этом значительно меньшее внимание уделяется возможным изменениям фазового состава сплавов, которые также могут происходить в процессе ИПД, особенно в условиях повышенных температур. В связи с этим, в настоящей работе с использованием различных экспериментальных методик на примере промышленного алюминиевого сплава 1421 системы Al–Mg–Li было проведено сравнительное исследование изменений структурно-фазового состояния и механических свойств в результате обработки двумя методами интенсивной пластической деформации: равноканальным угловым прессованием (РКУП) и всесторонним прессованием.

Проведенные исследования показали, что воздействие ИПД вышеуказанными методами приводит к формированию равноосной УМЗ структуры ($d \sim 1$ мкм) с преимущественно большеугловыми разориентировками на границах зерен. При этом, в отличие от РКУП сплава, в материале после всестороннего прессования наблюдается структура с существенно более высокой плотностью дефектов, что может быть связано с различием температур проведения данных обработок.

Исследования фазового состава сплава 1421 показали, что воздействие ИПД привело к формированию двухфазного типа структуры, с выделением частиц зернограничной S-фазы (Al₂LiMg) размером 0,1–0,2 мкм, однородно распределенных по объему материала. При этом наблюдается значительное (более чем в два раза) снижение концентрации магния в твердом растворе сплава, обусловленное его уходом на границы зерен с образованием вышеуказанных частиц вторичной фазы.

Изучение механических свойств сплава 1421 показало, что формирование УМЗ структуры методами интенсивной пластической деформации приводит к существенному повышению прочностных характеристик по сравнению с исходным поликристаллическим материалом, что может быть связано не только с измельчением зеренной структуры, но и с изменением в процессе ИПД фазового состава исследуемого сплава.

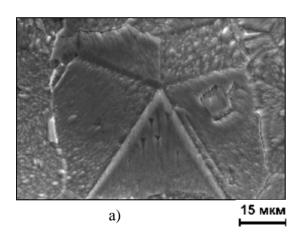
ЭНЕРГЕТИЧЕСКИ ВЫГОДНОЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЕ ПОЛНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ В ЭЛЕКТРООСАЖДЁННЫХ ГЦК-МЕТАЛЛАХ

Ясников И. С.

Тольяттинский государственный университет, yasn@infopac.ru

Физико-механические свойства электроосаждённых металлов во многом зависят от типа, концентрации, распределения и взаимодействия дефектов структуры, формирующихся при электрокристаллизации. Исследование дефектов ростового происхождения, в том числе, дефектов дисклинационного типа, весьма полезно для выяснения механизмов электроосаждения, деформации и разрушения материалов.

Теоретическое обоснование возможности появления в электроосаждённых ГЦК-металлах дефектов дисклинационного типа, а также результаты экспериментов по их наблюдению достаточно подробно изложены в [1, 2]. Проведённые недавно эксперименты по изучению морфологии электроосаждённой меди позволили выявить энергетически выгодное преобразование полных 60-ти градусных положительной и отрицательной дисклинаций в частичные 7-ми градусные дисклинации с обрывающимися на них двойниковыми границами (рис. 1). Тем самым получена ещё одна экспериментальная демонстрация наличия в электроосаждённых ГЦК-металлах дефектов дисклинационного типа.



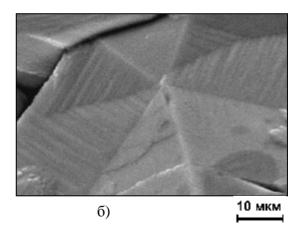


Рис. 1. Результат энергетически выгодного преобразования в электроосаждённой меди 60-ти градусной полной положительной (а) и отрицательной (б) дисклинации в 7-ми градусную частичную дисклинацию с обрывающимися на ней двойниковыми границами:

a)
$$E_{60^{\bullet}_{-}} \to E_{7^{\bullet}} + 5\gamma_{111};$$
 6) $E_{60^{\bullet}_{-}} \to E_{7^{\bullet}} + 7\gamma_{111}.$

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508)

- 1. Викарчук А. А., Воленко А. П., Юрченкова С. А. Дефекты дисклинацион-ного типа в структуре электроосажденных ГЦК-металлов // Электрохимия. 1991. Том 27, вып. 5. С. 589 596.
- 2. Викарчук А. А., Воленко А. П., Ясников И. С. Дефекты и структуры, формирующиеся при электрокристаллизации ГЦК-металлов // Издательство Политехника. Санкт-Петербург, 2004 г. 216 с.

СУЩЕСТВОВАНИЕ ПОЛОСТЕЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Ясников И. С.

Тольяттинский государственный университет, yasn@infopac.ru

Формирование полостей в пентагональных микрокристаллах, имеющих одну (нитевидные микрокристаллы) или шесть (икосаэдроны) осей симметрии пятого порядка, впервые было теоретически предсказано, исходя из дисклинационных представлений в работе [1]. Теоретическое обоснование и экспериментальное наблюдение возникновения полости в нитевидных пентагональных микрокристаллах, имеющих одну ось симметрии пятого порядка и выросших до определённых размеров в процессе электрокристаллизации меди, было описано в работе [2]. Вопрос о возможности существования полостей в пентагональных малых частицах и микрокристаллах электролитического происхождения, имеющих шесть осей симметрии пятого порядка, остаётся дискуссионным, поскольку выявление полости в таких объектах требует введения новой экспериментальной методики. Целью настоящей работы являлось экспериментальное подтверждение возможности существования полостей в таких частицах.

Теоретические основы методики проведения эксперимента базируются на теории дисклинаций [3], методами которой было найдено давление $P_{ISP}(\xi)$ на внутреннюю поверхность полой икосаэдрической малой частицы (ИМЧ), обусловленное полями упругих напряжений, связанными с дефектом дисклинационного типа, и предельное значение этого давления $P_{MAX}(\xi)$, которое ещё не приводит к разрушению ИМЧ, причём рассматривалась их функциональная зависимость от параметра полости $\xi = R_0/R_1$, в котором R_0 – радиус полости в ИМЧ, R_1 – внешний радиус ИМЧ.

Найденные зависимости $P_{ISP}(\xi)$ и $P_{MAX}(\xi)$ для электроосаждённой меди приведены на рис. 1 a, из которых следует, что графики $P_{ISP}(\xi)$ и $P_{MAX}(\xi)$ пересекаются в некоторой точке с абсциссой $\xi = \xi_C$, причём при $\xi > \xi_C$ имеет место строгое неравенство $P_{ISP}(\xi) > P_{MAX}(\xi)$. Таким образом, если увеличивать значение параметра ξ , что фактически означает эффективное уменьшение толщины стенки полой икосаэдрической малой частицы, то при некотором значении $\xi = \xi_C$ произойдёт «мгновенное» разрушение её оболочки (рис. 1 a).

Для подтверждения этой идеи и исследования внутренней структуры малых частиц меди был выбран этап формирования островка перед началом огранки. Морфология полученного осадка исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP. Для выявления структурных особенностей связанных с дефектами дисклинационного типа полученный осадок в виде островков роста на подложке в течение 30...60 сек подвергался химическому травлению. При наличии полости в малых частицах меди данная процедура могла привести к утонению оболочки и выполнению условия $P_{ISP} \ge P_{MAX}$, что немедленно привело бы к разрушению полой икосаэдрической малой частицы. Действительно, при исследовании морфологии электролитического осадка после химического травления были выявлены многочисленные «взрывообразные» вскрытия оболочек малых частиц (рис. 1 δ , δ), причём очагами разрушения, по нашему мнению, являлись места пересечения двойниковых границ и выходов дисклинаций на поверхность малых частиц, т. е. места максимальной концентрации внутренних упругих напряжений. Кроме того, было отчётливо визуализировано наличие полос-

тей в малых частицах, что однозначно свидетельствует о присутствии в них дефектов дисклинационного типа [4, 5].

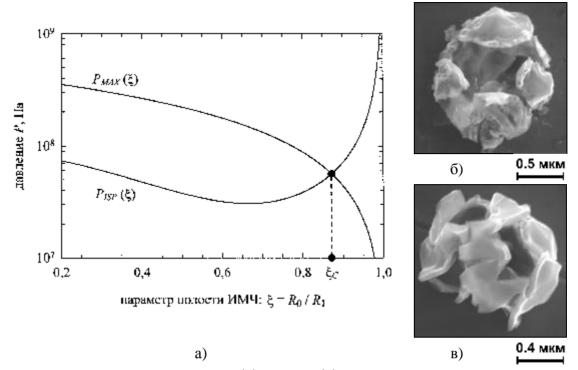


Рис. 1. Графики зависимостей $P_{ISP}(\xi)$ и $P_{MAX}(\xi)$ для электроосаждённой меди (a) и морфология разрушенной поверхности малых частиц меди после утонения оболочки в результате химического травления (δ, ϵ) [4, 5].

Таким образом, проведённые исследования позволяют утверждать, что в центре икосаэдрических малых медных частиц электролитического происхождения находится дисклинация, причём её наличие способствует образованию внутренней полости в малых частицах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508)

- 1. A. E. Romanov, I. A. Polonsky, V. G. Gryaznov, S. A. Nepijko, T. Junghanns, N. J. Vitrykhovski Voids and channels in pentagonal crystals // Journal of Crystal Growth. 1993. Vol. 129, Iss. 3-4. P. 691 698.
- 2. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Термодинамика образования полости в пентагональных кристаллах в процессе электроосаждения меди // Известия РАН. Серия физическая. 2005. Том 69, № 9. С. 1378 1382.
- 3. Владимиров В. И., Романов А. Е. Дисклинации в кристаллах // Ленинград: Наука, 1986. 224 с.
- 4. И. С. Ясников, А. А. Викарчук К вопросу о существовании полостей в икосаэдрических малых металлических частицах электролитического происхождения // Письма в ЖЭТФ 2006. т. 83, вып. 1. С. 46 49.
- 5. I. S. Yasnikov, A. A. Vikarchuk Voids in Icosahedral Small Particles of an Electrolytic Metal // JETP Letters 2006. Vol. 83, No. 1. P. 42 45.

МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ НИТЕВИДНЫХ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ МЕДИ

Ясников И. С., Довженко О. А.

Тольяттинский государственный университет, yasn@infopac.ru

В работе, на основе проведённых экспериментальных исследований процессов эволюции нитевидных пентагональных кристаллов, формирующихся при электроосаждении меди, нами были выявлены следующие механизмы их образования:

- 1. Зарождение на дислокациях или дефектах подложки, которые в нашем случае представляли собой дефекты вакуумно-плазменного покрытия из нитрида титана, нанесенного на нержавеющую сталь (рис. 1 a) или дефекты свободной поверхности графита (рис. 1 δ). Кроме того, как видно из рис. 1 ϵ , таким дефектом может стать вершина трещины в покрытии.
- 2. Зарождение в местах выхода дисклинаций на поверхность других пентагональных кристаллов, в частности, пентагональных призм (рис. 1 e); икосаэдронов (рис. 1 d) или звёздчатых многогранников (рис. 1 e).

Нами отмечено, что скорость роста нитевидных кристаллов из места выхода дисклинации на поверхность пентагональных кристаллов (рис. $1 \ e^{-e}$) примерно в 2...2,5 раза больше чем скорость роста нитевидных кристаллов на винтовой дислокации или дефектах подложки (рис. $1 \ e^{-e}$) [1]. Мы объясняем этот факт эффективным стремлением к релаксации упругой энергии, связанной с дефектами дисклинационного типа у пентагональных кристаллов в процессе их роста.

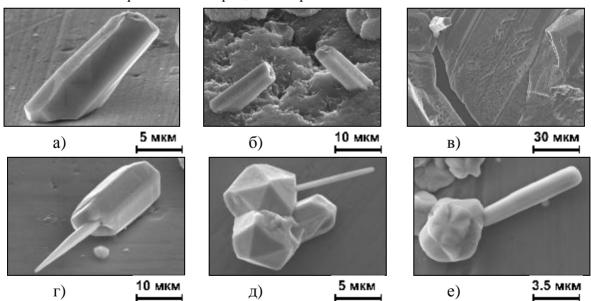


Рис. 1. Различные механизмы образования и роста пентагональных нитевидных кристаллов меди.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508)

1. И. С. Ясников, А. А. Викарчук, О. А. Довженко, Е. А. Талалова К вопросу о механизмах роста нитевидных кристаллов в процессе электроосаждения меди // Материаловедение $-2005.- \mathbb{N} \ 10\ (101).- C.\ 28-32.$

ДИАГРАММА ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ИЗ НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КЛАСТЕРОВ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Ясников И. С., Викарчук А. А.

Тольяттинский государственный университет, yasn@infopac.ru

В работе на основе проведённых экспериментальных исследований составлена и обоснована диаграмма возможных фазовых переходов в малых частицах при варьировании параметров, управляющих процессом электроосаждения (рис. 1). При этом ранее нами было выявлено [1, 2], что формирование кристаллов с пентагональной симметрией происходит по схеме: кластер с декаэдрическим или икосаэдрическим расположением атомов \rightarrow наночастица \rightarrow пентагональный кристалл, причём частица обязательно проходит через высокотемпературное состояние.

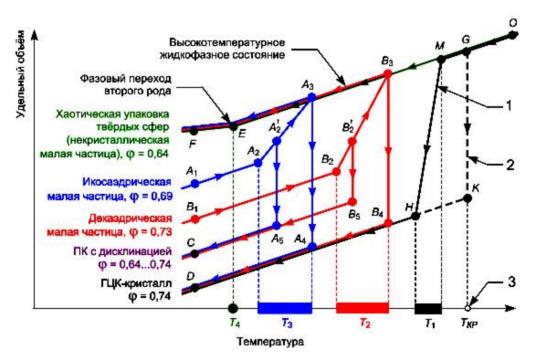


Рис. 1. Диаграмма возможных фазовых переходов в малых частицах. Цифрами на рисунке обозначены: 1 — фазовый переход первого рода для малых частиц; 2 — фазовый переход первого рода для массивной меди; 3 — температура кристаллизации массивной меди.

Анализ фазовой диаграммы (рис. 1) позволяет наметить пути получения малых частиц и пентагональных кристаллов с заданными свойствами, а именно:

- 1. Для получения пентагональных кристаллов требуется перевод некристаллических малых частиц в высокотемпературное состояние, последующее снижение температуры вызывает кристаллизацию их поверхности с частичным сохранением ближнего порядка в центре, т.е. образованием микрокристалла, содержащего дефект дисклинационного типа (путь $A_1 \to A_2 \to A_2' \to A_5 \to C$ для ИМЧ или $B_1 \to B_2 \to B_2' \to B_5 \to C$ для ДМЧ).
- 2. Если частица находилась в высокотемпературном состоянии, и в этот момент прекратить ток (доставку ионов) и обеспечить достаточно быстрый отвод тепла от неё в

электролит и подложку, то можно добиться аморфизации металла (путь $A_1 \to A_2 \to A_3 \to E \to F$ для ИМЧ или $B_1 \to B_2 \to B_3 \to E \to F$ для ДМЧ).

3. Если наночастица находилась в жидкообразном состоянии сравнительно долго, то при малой скорости охлаждения возможно формирование совершенного ГЦК-кристалла (путь $A_1 \to A_2 \to A_3 \to A_4 \to D$ для ИМЧ или $B_1 \to B_2 \to B_3 \to B_4 \to D$ для ДМЧ).

Возможно, что данные положения могут послужить базисом для теории создания в процессе электрокристаллизации новых материалов с заданными свойствами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508)

- 1. А. А. Викарчук, А. П. Воленко, В. И. Скиданенко Модель начального этапа электрокристаллизации меди на индифферентных подложках // Известия РАН. Серия физическая. 2004. том 68.. № 10. С. 1384 1390.
- 2. А. А. Викарчук, И. С. Ясников Особенности массо- и теплообмена в микро- и наночастицах, формирующихся при электрокристаллизации меди // Физика твёрдого тела. 2006. том 48, вып. 3. С. 536 539.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СУБСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ГЦК МЕТАЛЛОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Еникеев Н. А., Абдуллин М., Назаров А. А.

Институт Физики Перспективных Материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,

AANazarov@mail.rb.ru

Для моделирования формирования субструктуры и деления зерен при большой пластической деформации разработан метод, комбинирующий модель самосогласованного вязко-пластического течения поликристалла и дисклинационную модель деления. С помощью этого метода проведено моделирование эволюции микроструктуры и текстуры ГЦК металлов при равноканальном угловом прессовании (РКУП) по маршруту С, при котором между проходами образец поворачивается на 180° вокруг оси. Для описания тензора скорости дисторсии использованы различные приближения — модель простого сдвига, аналитическая веерная модель, а также деформационная история, полученная с помощью макромоделирования вариационно-разностным методом. Показано, что учёт субструктуры при всех видах тензора скорости дисторсии приводит к лучшему соответствию результатов моделирования текстуры экспериментальным данным. Наилучшие результаты достигаются с использованием результатов макромоделирования для истории деформации. Рассчитаны спектры разориентировок новых зерен и субзерен в зависимости от числа проходов РКУП.

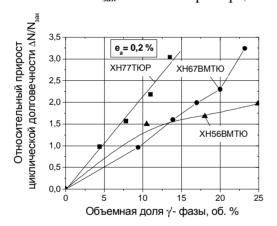
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СУБМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА ВЫНОСЛИВОСТЬ Ni-Cr СПЛАВОВ

Кукареко В. А.

Институт механики и надежности машин НАН Беларуси, Минск, Беларусь, csimt@inmash.bas-net.by

Изучено влияние основных структурных параметров ряда типичных дисперсионно-твердеющих Ni–Cr сплавов на их сопротивление циклическому разрушению. Выбранные для исследований сплавы XH77TЮР и XH56ВМТЮ характеризовались наличием в них полей упругих межфазовых деформаций разной величины и знака. В сплаве XH67ВМТЮ межфазовые напряжения отсутствовали. Усталостные испытания сплавов проводились на закаленных образцах, а также на образцах, прошедших закалку и старение по режимам, обеспечивающим получение различных объемных долей (от \approx 5 до \approx 25 об.%) упрочняющей γ -фазы (Ni₃(Al, Ti)) при одинаковом размере ее частиц ($D \approx$ 20 нм).

Обнаружено, что присутствие в сплавах упрочняющих γ -частиц приводит к замедлению кинетики зарождения усталостных микротрещин и возрастанию выносливости сплавов при низких амплитудах циклических деформаций e_a в области многоцикловой усталости. При этом показано, что для сплавов с γ -частицами, имеющими величину фактора объемного несоответствия с матрицей $\Delta v/v > 0$ (сплав XH77TЮР) и $\Delta v/v \approx 0$ (сплав XH67ВМТЮ), величина относительного прироста циклической долговечности $\Delta N/N_{\rm зак}$ линейно пропорциональна объемной доле содержащихся в сплавах



Зависимость $\Delta N/N_{\rm 3ak}$ Ni–Cr сплавов от объемной доли γ -фазы при амплитуде циклической деформации $e_a=0,2\%$ ($\Delta N/N_{\rm 3ak}=(N_{\rm crap}-N_{\rm 3ak})/N_{\rm 3ak}$, где $N_{\rm crap}$ и $N_{\rm 3ak}$ – соответственно, число циклов до разрушения состаренных и закаленных образцов сплава)

частиц (см. рисунок). В этом отношении поведение циклической долговечности сплавов подобно поведению их твердости и предела упругости. В области малоцикловой усталости при высоких амплитудах циклических деформаций ($e_a > 0.5-0.6\%$) частицы выделений и поля межфазовых напряжений препятствуют пластической деформации в устье усталостных трещин, что увеличивает скорость их распространения и снижает выносливость сплавов. Вследствие этого в области малоцикловой усталости относительно повышенное сопротивление разрушению регистрируется у образцов сплавов с гомогенной структурой (состояние закалки), либо образцов, содер- γ -частиц. жаших малые количества старении Выделение при сплава ХН56ВМТЮ √-частиц, характеризующихся

отрицательной величиной фактора объемного несоответствия ($\Delta v/v < 0$), существенно снижает сопротивление усталости сплава при высоких амплитудах циклической деформации за счет ускоренного зарождения усталостных микротрещин на межфазовых границах гидростатически растянутых частиц. Сделано заключение, что циклическая долговечность Ni–Cr сплавов в области многоцикловой усталости преимущественно контролируется кинетикой зарождения усталостных микротрещин, а в области малоцикловой усталости — скоростью их распространения.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ПЛАСТИН ИХ ЛАЗЕРНОЙ И ЛАЗЕРНО-УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Гуреев Г. Д., Гуреев Д. М.

ГОУ ВПО «Самарский государственный технический университет», Самара,

aes@soniir.samara.ru

К настоящему времени проведены многочисленные экспериментальные и теоретические исследования процессов, протекающих в поверхностных слоях металлов при кратковременном воздействии на них лазерного излучения, и получены результаты, имеющие важное фундаментальное и прикладное значение. Вместе с тем, использование этих результатов в применении к лазерной термообработке поверхности металлических пластин в инженерной практике не всегда оказывается успешным. Одной из основных причин этого является отсутствие простого аналитического соотношения, связывающего геометрические размеры зон лазерной термообработки с параметрами лазерного воздействия, теплофизическими характеристиками материала пластин и их толщиной в явном виде.

В соответствии с этим, в данной работе экспериментально исследовано влияние толщины металлической пластины на глубину зоны закалки ее поверхности непрерывным лазерным излучением и проведено сопоставление полученных экспериментальных результатов с теоретическими зависимостями, основанными на моделях полубесконечной среды, тонкой пластины и промежуточной модели. В результате теоретического анализа экспериментальных зависимостей получено эмпирическое аналитическое выражение, отражающее хорошо согласующееся с экспериментом влияние на глубину зоны закалки поверхности пластины как параметров лазерного воздействия и теплофизических характеристик ее материала, так и толщины пластины:

$$z_{3} = \frac{\pi d^{2} \lambda}{4 P \gamma(\chi) (1 - R)} \left[\frac{8 P \gamma(\chi) (1 - R)}{\pi \sqrt{\pi} d \lambda} \left(\frac{a}{d v} \right)^{0.4} \left(1 + \frac{a d}{2 \pi \sqrt{\pi} v h^{2}} \right) - A_{c1} \right],$$

где P — мощность лазерного излучения; d — диаметр пятна фокусировки; v — скорость перемещения лазерного луча по поверхности пластины; R — коэффициент отражения лазерного излучения поверхностью пластины, λ и a — коэффициенты теплопроводности и температуропроводности материала пластины, соответственно; $g(\chi = dv/4a)$ — поправочный коэффициент, который совместно с показателем степени 0,4 у (a/dv) учитывает влияние трехмерности в решении линейного уравнения теплопроводности; A_{c1} — температура инструментального начала фазового α — γ -превращения в стали при ее быстром нагреве; h — толщина пластины. Данное соотношение может быть эффективно использовано в инженерной практике при выборе параметров лазерного воздействия для формирования в металлических пластинах зон лазерной закалки с наперед заданной глубиной.

Показано, что предварительное ультразвуковое деформирование поверхности пластины ведет к дополнительному возрастанию глубины зоны ее последующей лазерной закалки (в частности, на ~ 15 мкм для пластины толщиной 4 мм). В соответствии с ранее развитой теорией, последнее обусловлено уменьшением в зоне пластической деформации температуры начала фазового α – γ -превращения A_{c1} (c ~ 733 до ~ 724 °C для возрастания глубины зоны закалки на ~ 15 мкм).

АЛЬТЕРНАТИВНАЯ ВЕРСИЯ ЗАКОНА КУРНАКОВА О ВЗАИМОСВЯЗИ ТВЕРДОСТИ С ДИАГРАММОЙ СОСТОЯНИЯ, ОСНОВАННАЯ НА ДАННЫХ Н. С. КУРНАКОВА

Шахназаров К. Ю., Шахназаров А. Ю.

OOO «Трэк-авто», Санкт-Петербург, Jorj6@yandex.ru

Для быстро охлажденных сплавов Курнаков видоизменяет линейный (аддитивный) участок: появляются два четких изгиба на кривых твердости — максимум под эвтектической точкой и изгиб, явно не связанный не только с концентрацией граничного твердого раствора при $20\ ^\circ$ (она ничтожна), но и при предельной (при температуре эвтектической горизонтали).

Максимум твердости под эвтектическим изгибом (82%Cd в системе Zn–Cd, 28%Cu в системе Ag–Cu, 36%Pb в системе Sn–Pb) Курнаков считает следствием «термического наклепа».

Изгибы кривых твердость — состав Курнаков изображает при 80% Zn (в системе Cd–Zn даже предельная растворимость Cd в Zn при температуре эвтектики не превышает 2.2%), при ~ 15% Ag и ~ 15% Cu (в системе Ag–Cu предельная растворимость Ag в Cu и Cu в Ag не превышает 8.8%), при ~20% Pb (в системе Sn–Pb предельная растворимость Pb в Sn менее 2.5%).

Курнаков считает, что описываемые изгибы кривых твердости устраняются медленным охлаждением при кристаллизации или отжигом. Но это не так, если кривые строить по экспериментальным точкам, не минуя их в угоду закону Курнакова. А в системе Sn–Pb это совсем не так: изгиб кривой при ~ 20% Pb не устраняется ни медленным охлаждением, ни отжигом (по данным Курнакова).

Для перитектических сплавов-смесей А.М.Корольков показал «неприемлемость закона Курнакова»: у отожженных сплавов Zn–Ag, Cd–Ag и Sn–Sb (перитектики со стороны Zn, Cd и Sn) аномалии твердости наблюдаются не у границы фазовых областей, а «отвечают составу перитектической точки», над которыми есть изгибы ликвидуса. Аномалии настолько сильны, что увеличение доли более твердой фазы «не дает увеличения твердости смеси».

В системе Al–Si эвтектическому изгибу ликвидуса отвечает аномальный одновременный максимум σ_B и δ . При увеличении доли твердого Si до 85% твердость аддитивно, но незначительно повышается, а при % Si > 85 очень резко растет.

Только на специально приготовленных металлокерамическим способом сплавах удалось приблизить (путем повышения в ~ 4 раза) твердость к значениям, предсказываемым законом Курнакова (Г.М.Савицкий, В.В.Барон). Этот результат можно связать с феноменом «памяти жидкости-расплава», которого нет у порошковых сплавов. В литых же сплавах он может быть как «воспоминание» об «особом» взаимодействии «жидких» атомов Si и Al над точками изгиба ликвидуса. Антиподом эвтектических и перитектических смесей являются непрерывные твердые растворы. Курнаков показал мощный максимум давления начала истечения при экструдировании сплава с ~ 15ат. %Rb, хотя в системе K-Rb промежуточные фазы не обнаружены, но есть при этом содержании рубидия изгиб ликвидуса. Вероятно, взаимосвязь с ним характерных точек на кривых свойство – состав является достаточно универсальной. Альтернативная версия закона Курнакова звучит так: линейные участки на кривых изменения твердости ограничены абциссами изгибов точек ликвидуса, включая эвтектическую точку.

РАЗУПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ – СМЕСЕЙ ПРИ УВЕЛИЧЕНИИ ДОЛИ ВТОРОЙ, БОЛЕЕ ТВЕРДОЙ, ФАЗЫ (НА ПРИМЕРЕ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ)

Шахназаров К. Ю., Шахназаров А. Ю.

OO«Трек-авто», Санкт-Петербург, Jorj6@yandex.ru

Размягчение известно, например, для сплавов Sn—Sb: «накопление кристаллов β , более твердых, чем твердый раствор γ , не дает увеличения твердости» (А.М. Корольков). И причина не в наличии второй фазы. В латунях «насыщение решетки меди ... цинком приводит к резкому увеличению твердости раствора до концентрации цинка, равной 15 %; при дальнейшем увеличении цинка твердость не только не увеличивается, а даже уменьшается, хотя область однородного твердого раствора простирается до 38 — 39 % Zn (С.И.Губкин, П.А.Захаров).

Между тем, не только в учебниках, но и в пытливых монографиях (например, В.К.Бабича и др.) бытует мнение, что «увеличение содержания углерода (количества перлита) приводит к повышению твердости и прочности стали». Покажем, что это не совсем так или совсем не так, не имея в виду σ_B и ссылаясь на мнение Ле Шателье примерно вековой давности: «Временное сопротивление не представляет никакого практического интереса, и значение его в недалеком будущем будет сведено к нулю». (Прогноз Ле Шателье не сбылся, но от этого σ_B не стал прочностной характеристикой, скорее, характеристикой пластичности).

На отожженных сталях П.Обергоффер, Э.Гудремон, К.Барнс и Ф.Пиккеринг показали отчетливый максимум предела текучести σ_S ($\sigma_{0,2}$) при ~ 0,55% С. Последние два автора отмечают, что при % С > 0,6 приходится определять не σ_S , а $\sigma_{0,2}$, т.е меняется форма кривой растяжения. К «металлографической» структуре эти максимумы не имеют отношения, т.к. то же установил Л.С.Мороз для высокоотпущенной после закалки стали с 0,55% С, в которой структурно свободного феррита просто нет.

При обсуждении твердости H существует два стереотипа: увеличение доли высокотвердого цементита должно увеличивать H; число твердости определяется величиной лунки от вдавливания индентора. В соответствии с ними, в 1911 г. Н.А. Минкевича удивили результаты Ф.Робинса: «истирание металла наждачной бумагой дает трудно объяснимый минимум на стали с 0,4%С». Но Минкевич не обратил внимание на резкое замедление темпа роста HB при 0,4–0,5%С — почти площадку на кривой. Эта почти площадка особенно заметна при измерении твердости по Джаггару $H_{\rm J}$ (определяется по числу оборотов при высверливании алмазным острием лунки определенных размеров): увеличение %С с 0,13 до 0,45 повышает $H_{\rm J}$ с 909 до 1957 единиц, с 0,45 до 0,68 — с 1957 до 2147 и с 0,68 до 0,9 — с 2147 до 3994. (Полагаем, истирание и высверливание ближе к условиям обработки и эксплуатации, чем индентирование). Эти данные Бойтона за 1905 г. привел Π .Я.Салдау в 1916 г. Сам Салдау провел кривую HB — %С отожженных сталей, минуя свои экспериментальные точки при 0,45 и 0,54%С, чем скрыл почти площадку, хотя ему были известны данные по HB Бенедикса (1904 г.), что увеличение %С с 0,45 до 0,55 повышает HB всего с 179 до 183.

Почти площадки на кривых свойств показал в 1918 г. Н.С.Курнаков для области гомогенности δ -фазы системы Al–Fe. Возможно, описанные аномалии отвечают наличию области гомогенности промежуточной фазы Fe₄₂C (\sim 0,5%C).

ИССЛЕДОВАНИЕ КОНТАКТНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПРОГРАММНОГО ПАКЕТА ANSYS

Барынкин В. Е., Лисицын А. С., Громаковский Д. Г., Ибатуллин И. Д.

НТЦ «Надежность» СамГТУ, Самара, tribo@rambler.ru

Кинетика трения и изнашивания деталей машин во многом определяется условиями, реализуемыми на участках фактического и контурного касания шероховатых поверхностей. Однако решение контактных задач, даже в весьма упрощенной постановке, часто сопряжено с высокой трудоемкостью. Ситуация изменилась с появлением компьютерных технологий, позволяющих оперативно и качественно моделировать контактные взаимодействия поверхностей. Одним из таких программных пакетов является ANSYS, позволяющий на основе конечноэлементных моделей наглядно получать данные о распределении напряжений, деформаций, перемещений материала поверхностного.

Одним из направлений применения программы ANSYS в HTЦ «Надежность» СамГТУ стал компьютерный анализ толщины поверхностного слоя, подверженного накоплению повреждаемости при малоцикловой и многоцикловой усталости, в зависимости от различных условий нагружения. параметров неровностей контактирующих поверхностей, их механических свойств и др. факторов. Решение данной задачи уменьшает число эмпирически определяемых параметров, необходимых для расчетов на усталостное изнашивание материалов деталей пар трения. В частности, важное практическое значение имеет оценка толщины поверхностного слоя, разрушаемая за один кинетический акт усталостного изнашивания, ограниченная, как известно, глубиной залегания debris-слоя. Не менее важна задача оценки глубины повреждаемости при контактной фрикционной усталости, характерной для большинства тяжело нагруженных узлов трения, размеры которой могут на порядки превышать зону малоцикловой усталости. Поскольку в данной области при эксплуатации аккумулируются необратимые повреждения, ее необходимо учитывать как при расчетах долговечности деталей пар трения, так и в ходе выполнения ремонтно-восстановительных работ. Оценка отношения глубины внедрения твердых неровностей к радиусу выступов позволяет по известному критерию И.В. Крагельского установить механизм контактного взаимодействия (микрорезания, пластического оттеснения, упругого взаимодействия и т.д.). Применение ANSYS при решении контактных задач показало удовлетворительную точность решения при задании размеров конечных элементов порядка 2 мкм.

Другим направлением компьютерных исследований стала оптимизация склерометрических испытаний поверхностных слоев. Моделирование взаимодействия твердого индентора с упругопластическим материалом поверхностного слоя оценивалось при его внедрении и дальнейшим тангенциальном перемещении. Анализ напряжений и деформаций в области пропахивания может использоваться при выборе материала, формы индентора и метода деформирования поверхности, оптимизации геометрических характеристик индентора, выборе величины прилагаемой нагрузки, размеров царапин, частоты их нанесения на исследуемую поверхность и т.д. Поскольку размеры заглубления индентора при склерометрировании не превышают нескольких микрометров, становится актуальной задача учета упругих деформаций элементов склерометра с целью уменьшения погрешностей прибора.

КИНЕТИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Ибатуллин И. Д.

НТЦ «Надежность» СамГТУ, Самара, tribo@rambler.ru

Развитие сферы производства и эксплуатации технических систем связано с непрерывным расширением уровня и спектра разрушающих воздействий на элементы машин и конструкций с одновременным повышением требований к их надежности и безопасности. Поэтому, несмотря на огромные достижения в области теоретического и экспериментального анализа кинетики повреждаемости и разрушения материалов, прочность конструкционных металлов и сплавов продолжает оставаться фундаментальным вопросом физики твердого тела и актуальной проблемой современного машиностроения.

Известно, что разрушение материала представляет собой заключительный этап, развивающегося во времени многомасштабного и многоэтапного процесса повреждаемости, который, в общем случае, сопровождается эволюционными синергетическими явлениями. Поэтому критерий прочности должен являться частным (предельным) случаем некоторой модели, отражающей физику повреждаемости материала с учетом изменения его состояния во времени. Наиболее общую основу для создания такой модели дает структурно-энергетический подход, связывающий накопление повреждаемости и разрушение материала с его энергетическим состоянием.

С учетом термофлуктуационной концепции прочности твердых тел, основных принципов неравновесной термодинамики, методов структурно-энергетического подхода, теории статистической физики и синергетики, структурно-временной интерпретации термодинамической вероятности появления неустойчивости и др. получен критерий повреждаемости в виде (для циклических испытаний):

$$\Delta\boldsymbol{U}_{e} = R\Big(\boldsymbol{\theta}_{0} + \Delta\boldsymbol{T}_{f}\Big) \ln\!\left(\frac{t}{\tau_{0}}\right) \!\!+ V_{m} 10^{-5} \frac{\sigma_{a} \mathbf{\&}}{4} - \boldsymbol{U}_{_{H}}, \; \text{кДж/моль,}$$

где R — универсальная газовая постоянная; q_0 и ΔT_f — начальная температура и температура саморазогрева металла, соответственно, K; t — длительность наработки материала под нагрузкой s_a ; t_0 — период колебаний атомов, c; V_m — молярный объем, мм 3 /моль; ϵ — скорость деформации; U_n — начальное состояние энергии активации пластической деформации; U_0^c — энергия активации разрушения материала, кДж/моль. Условием разрушения в данном подходе является достижения со временем наработки равенства $U_n + \Delta U_e = U_0^c$.

Теоретический анализ полученного критерия показал, что он отвечает известным концепциям физики прочности твердых тел и подтверждает фундаментальное значение уравнения Журкова С.Н. На примере анализа экспериментальных данных, полученных В.В. Федоровым при усталостных испытаниях отожженной стали 45, показано, что критерий позволяет аналитически описать процесс накопления повреждаемости и разрушения путем описания изменения с течением времени состояния материала в энергетическом фазовом пространстве. Показаны возможные приложения полученного критерия к задачам оценки активационных характеристик разрушения материалов, их испытаний, регламентирования механических свойств, прогнозирования ресурса и др. приложений.

СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

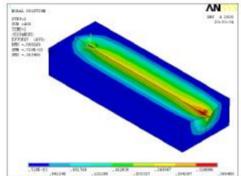
Барынкин В. Е., Громаковский Д. Г., Ибатуллин И. Д., Дынников А. В., Нассиф Н. С.*

HTЦ «Надежность» СамГТУ, Самара, tribo@rambler.ru
* ОАО «Волгабурмаш», Самара,

В НТЦ «Надежность» совместно с ОАО «Волгабурмаш» разработана новая конструкция переносного склерометра. Склерометр позволяет деформировать исследуемый поверхностный слой на заданной глубине в режиме пластического пропахивания (без микрорезания). Конструкция склерометра обеспечивает фиксированное заглубление индентора независимо от отклонений формы поверхности, что позволяет использовать прибор без специальной подготовки поверхности. С целью максимального упрощения пользования прибором его кинематика позволяет за одно действие оператора (нажатие на кнопку прибора) производить следующие действия: плавное опускание индентора на поверхность, его внедрение на заданную величину, пропахивание поверхностного слоя и возврат в исходное положение. Склерометр оснащен: магнитной опорой, позволяющей производить базирование прибора на плоской, цилиндрической и конической поверхностях; тензометрическим датчиком сопротивления материала пропахиванию; микроконтроллерной системой сбора данных, выполняющей автоматизированную оценку энергии активации пластической деформации поверхностного слоя по определяемому значению сопротивления пластической деформации выполнять тарировку прибора. Получаемые экспериментальные значения отображаются на дисплее. Прибор имеет следующие характеристики: глубина царапины 2...10 мкм; длина борозды -0.5 мм; скорость пропахивания -0.2...0.5 мм/с, в качестве индентора используется алмазная пирамидка Виккерса с межгранным углом при вершине 136°; габариты склерометра $-50 \times 50 \times 120$ мм; вес -0.8 кг; длительность испытаний с учетом подготовки поверхности – 2...3 минуты.



Склерометрический модуль



Поле деформаций в области борозды

Область применения прибора и склерометрических методов испытаний:

- Неразрушающий автоматизированный контроль качества изделий.
- Безобразцовая техническая диагностика фактического состояния действующего оборудования.
- Оптимизация технологии производства машиностроительных изделий.
- Прогнозирование остаточного ресурса. Управление качеством и сроком службы технических объектов.
- Ускоренные испытания технических систем.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ГАЗОЛАЗЕРНОГО РАСКРОЯ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Муравьёв В. И., Физулаков Р. А.

Комсомольское-на-Амуре Авиационное производственное объединение Комсомольск-на-Амуре, kmtnm@knastu.ru

Одним из перспективных направлений является газолазерная резка (ГЛР) титана с использованием, в качестве вспомогательного газа, азота.

В данном объёме работ исследовалось кинетика разрушения образцов в процессе одноосного растяжения. Образцы изготавливались путём ГЛР, который проводился на установке фирмы BYSTRONIC - BYSTAR 3015. Основными параметрами ГЛР в данном случае определены: использование азота в качестве вспомогательного газа; мощность излучения лазера ($100\% \sim 1800~{\rm Bt}$) и скорость раскроя (варьировалась по 4-м значениям).

В качестве материала использовались листовые титановые заготовки ВТ20 толщиной 2 мм, а скорости ГЛР изменяли от 2500 до 4000 мм/мин с шагом 500 мм/мин, здесь 2500мм/мин – скорость раскроя титановых заготовок 2 мм, приведённая в технических рекомендациях по установке BYSTAR 3015. Изготовление образцов с различными скоростями ГЛР применялось для сравнения кинетики их разрушения. Кроме того, из этого же материала были изготовлены образцы путём фрезерования и электроэрозионной обработки. Каждая группа образцов была испытана с применением метода акустической эмиссии (АЭ).

Одноосное растяжение проводилось на испытательной машине ИМАШ 20-75 "АЛА-ТОО" со скоростью 77 мм/сек. Одновременно с записью диаграммы нагружения регистрировались сигналы АЭ.

Использование метода акустической эмиссии для исследования физикомеханических свойств зоны реза позволяет сделать следующие выводы:

- а) при раскрое с различными скоростями резания видно, что образцы, раскроенные с малой скоростью резания, дают меньшее количество событий (элементарное излучение энергии), но в то же время суммарная энергия таких событий больше, чем у образцов, раскроенных на больших скоростях, что свидетельствует о наличии более опасных фаз в зоне термического влияния;
- б) при сравнении различных способов раскроя (испытание на растяжение) оказалось, что фрезерованные образцы обладают низкой акустической активностью, а количествово событий ГЛР и ЭЭР примерно одинаковое. Однако суммарная энергия (накопление энергии) у образцов после ГЛР значительно выше, чем у прочих. Что опять же говорит о наличии большего количества внутренних (термических напряжений) в ГЛР образцах;
- в) методом акустической эмиссии можно контролировать качество реза с целью отработки оптимальных режимов ГЛР.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКОЙ ПОД СЛОЕМ ФЛЮСА И ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ СВАРКОЙ

Лучкин Р. С., Выбойщик Л. М.

TГУ, *Tольятти*, , wervolff@yandex.ru

В данной работе был проведён анализ структуры и свойств сварных швов труб из стали 09ГСФ, предназначенных для обеспечения высокой хладостойкости и коррозионной стойкости в агрессивных сероводородсодержащих средах, полученных двумя конкурирующими видами сварки: электродуговой сваркой под слоем флюса и сваркой токами высокой частоты (ТВЧ).

При электродуговой сварке характерна большая протяженность области наплавленного металла (до 2 мм) и области термического влияния (до 4 мм в каждую из сторон). Наплавленный металл имеет структуру бейнитного типа с островками ферритных зерен. Для области термического влияния можно выделить следующие зоны: зона сплавления, зона крупных зерен и зона мелких зерен. На границе зоны сплавления преобладают ферритные зерна, что обусловлено обезуглероживанием при высоких температурах. Вся область термического влияния представлена феррито-перлитной структурой с плавным уменьшением размера зерна и переходом к основному металлу. Исследование макро- и микроструктуры по зонам термического влияния при сварке ТВЧ выявило наличие нескольких структурных зон в области сварного соединения: линия сплавления, зона крупнозернистой структуры, переходная зона и зона мелкого зерна. Линия сплавления имеет ферритно-перлитную структуру Зона, прилегающая к линии сплавления – смешанную мартенсито-бейнитную структуру. Как показали металлографические исследования, после высокого отпуска мартенсито-бейнитная зона переходит в зону относительно крупного феррито-перлитного зерна. Далее зерно измельчается и переходит к основному металлу. Поэтому высокотемпературный отпуск обеспечивает высокую хладостойкость, механические характеристики и коррозионную стойкость.

Таблица Механические свойства сварных соединений

№ п/п	№ плавки	Способ сварки			продольных образцов			ханич цольні выде держ	Степень потери пластич-		
				$\sigma_{B,}$ $\kappa \Gamma c/MM^2$	$\sigma_{\scriptscriptstyle T,}$ $\kappa \Gamma c/mm^2$	δ, %	кго	$\sigma_{\rm B}$, c/mm^2	$\sigma_{\scriptscriptstyle T,}$ $\kappa \Gamma c/mm^2$	δ, %	ности ξ , %
1	316689	Сварка ТВЧ	осн. ме- талл	56,6	51,9	27,1	4	8,3	42,5	25,8	5
1			Сварной шов	58,3	52,3	24,4	5	59,2	56,7	17,2	30
	306055	Электро- дуговая 55 сварка под слоем флюса	осн. ме- талл	57,3	49,3	26,6	5	58,5	48,8	18,3	31
2			Сварной шов	57,9	49,6	18,0	5	53,2	50,2	5,3	70

Результаты сравнительных механических и коррозионных испытаний труб из стали 09ГСФ, сваренных ТВЧ и электродуговой сваркой под слоем флюса, представлены в таблице. Из таблицы видно, что сварной шов, сваренный методом ТВЧ, по механическим свойствам и коррозионной стойкости превосходит сварное соединение, полученное при электродуговой сварке.

ВЛИЯНИЕ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ И СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ

Сурсаева В. Г., Сухарева Е. А.*

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, * Московский Государственный Открытый Университет, Москва,

Процесс разупрочнения поликристаллического материала определяется эволюцией его микроструктуры. В свою очередь, эволюция микроструктуры – это сложный процесс, который включает в себя укрупнение среднего размера зерна за счёт движения границ зёрен, связанных тройными стыками. Раньше считалось, что тройные стыки не тормозят движение границ, и их роль сводится к поддержанию равновесных углов в стыке. Однако наши экспериментальные данные по подвижности индивидуальных тройных стыков в цинке и алюминии с наперед заданной геометрией, полученные на специально приготовленных тройных стыках для изучения стационарного их движения, показали, что тройные стыки обладают собственной конечной подвижностью. И как следствие этого, в ходе роста зёрен при повышении температуры наблюдается кинетический переход от стыковой кинетики к граничной. Мы наблюдали такой переход на индивидуальных тройных стыках со специальной геометрией. Температура перехода определяется кристаллогеометрией тройного стыка. Экспериментально показано, что подвижность стыков с различной кристаллогеометрией может отличаться на несколько порядков, и температура кинетического перехода для разных стыков лежит в широком температурном интервале.

В данной работе приводятся данные наблюдений кинетического перехода от стыковой кинетики к граничной в поликристаллической фольге алюминия с двумерной столбчатой структурой, в которой границы зёрен и тройные стыки перпендикулярны поверхности фольги. Поэтому в температурном интервале переходов от стыковой кинетики к граничной формируется неоднородная по размеру зерна структура, что ухудшает прочностные свойства материала.

Сопоставление данных, полученных на индивидуальных тройных стыках, с результатами, полученными на поликристаллах, позволяет выявить степень участия тройных стыков в ходе роста зёрен на разных температурных стадиях.

Авторы благодарят Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ ИННО 05 02 04017.

СТАБИЛЬНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni₃Fe

Синяев Д. В., Старостенков М. Д., Полетаев Г. М., Коваленко В. В., Громов В. Е.

Метод молекулярной динамики базируется на численном интегрировании обыкновенных дифференциальных уравнений движения Ньютона с заданными характеристиками межчастичного взаимодействия. Это, как правило, различного рода потенциалы межатомного, межмолекулярного взаимодействия. При решении системы дифференциальных уравнений движения применяются численные методы интегрирования. Один из методов решения системы уравнений основан на применении метода Эйлера, где шаг интегрирования подбирается таким, чтобы он был на два порядка меньше периода колебания атомов. При использовании метода молекулярной динамики необходимо учитывать накопление ошибок различного рода, возникающих при итерациях в течение больших интервалов времени.

В данной работе исследовалась диффузионная стабильность границ зерен в двумерном кристалле полностью упорядоченного интерметаллида Ni₃Fe. Для описания взаимодействия между различными парами атомов использовались наборы парных потенциалов Морзе, параметры которых подгонялись по наборам экспериментально известных свойств чистых металлов Ni и Fe, а также интерметаллида Ni₃Fe. Упаковка атомов в двумерном кристалле представлялась соответствующей плоскости (111) ГЦК-решетки, с порядком, соответствующим сверхструктуре L1₂. Границы зерен типа наклона создавались путем поворота одного блока кристалла относительно другого вокруг оси (111), заходящие за линию границы зерна атомы удалялись. Получающийся расчетный блок кристалла обрезался по краям таким образом, чтобы он приобрел форму параллелепипеда и не содержал по краям пустот. К границам расчетного блока прикладывались соответствующие периодические граничные условия. В завершении выполнялась динамическая релаксация структуры для сопряжения зерен по методу молекулярной динамики, затем расчетный блок кристалла охлаждался до 0 К.

При относительно малых температурах импульсного разогрева бикристаллов начало перестройки осуществлялось путем краудиционных смещений атомов. Затем, при более высоких температурах, возникали кольцевые механизмы перемещения атомов по замкнутой траектории в ближайшем соседстве по шестиугольнику и ромбу. При этом перемещение атомов происходило по подрешетке Ni, и, несмотря на то, что коэффициент диффузии был отличен от 0, разупорядочение на данном этапе компьютерного эксперимента не происходило. С ростом температуры возрастает число краудиционных кольцевых смещений атомов по замкнутой траектории, увеличивается коэффициент диффузии, и начинают происходить разрушения порядка. С дальнейшим ростом температуры эксперимента в местах локального перераспределения плотности по границе зерна начинают возникать пары Френкеля, состоящие из межузельного атома и вакансии. Вакансии смещаются в область повышенной плотности, а межузельные атомы смещаются в зоны, где присутствует локальный свободный объем. В процессе динамической перестройки структуры обнаруживаются эффекты фаситирования границ, причем наблюдается фаситирование не только традиционно известное – структурное, но и сверхструктурное. Последнее сопровождается возникновением антифазных границ и междоменных блоков.

Установлено, что на каждом из этапов компьютерного эксперимента возникновение различных механизмов диффузии сопровождается эффектами динамической самоорганизации коллектива атомов. Чем выше температура, тем более мощными и сложными оказываются эффекты скореллированного перемещения атомов в зоне границы зерна.

НАНОПОРОШКИ И НАНОВОЛОКНА АЗИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВС

Амосов А. П., Бичуров Г. В., Родина Т. Ю., Шиганова Л. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, shs@samgtu

Азидная технология СВС (СВС-Аз) основана на использовании неорганических азидов (NaN₃, NH₄N₃, BaN₆ и т.п.) в качестве твердого азотирующего реагента вместо газообразного азота и позволяет получать широкий круг керамических порошков нитридов и композиций на их основе. Азид разлагается в волне горения с выделением активного азота и азотирует исходный элемент, например, по реакции $4\text{Ti} + \text{NH}_4\text{N}_3 \rightarrow$ 4TiN + 2H₂. Отличительной особенностью азидной технологии СВС являются низкие температуры и скорости горения. Например, при синтезе нитридов железа, кобальта, никеля, вольфрама и молибдена температуры горения не превышают 1000 °C при скоростях горения 0,01-0,1 см/с. При синтезе нитридов кремния, алюминия, бора, титана, циркония, гафния, тантала температуры и скорости горения выше, но, тем не менее, они не превышают аналогичных параметров, которые имеют место при классической технологии СВС. При таких низких температурах горения затруднены процессы рекристаллизации и агломерации частиц продукта, поэтому после синтеза целевой продукт представляет собой неспеченный порошок с размером частиц, близким к размеру частиц порошка азотируемого элемента. Второй отличительной особенностью является наличие побочных продуктов синтеза, как газов, так и конденсированных веществ, которые разделяют частицы целевого продукта, препятствуя увеличению их размера. Введение газифицирующихся добавок в виде галоидных солей усиливает эти особенности: $4\text{Ti} + \text{NaN}_3 + \text{NH}_4\text{Cl} \rightarrow 4\text{TiN} + \text{NaCl} + 2\text{H}_2$.

Если в качестве галогенидов соли использовать комплексные соли, содержащие в своем составе азотируемый элемент, то образование нитрида будет осуществляться в газовой фазе. Стехиометрические уравнения реакции синтеза нитрида кремния при использовании разных галоидных солей имеют вид:

$$8 \; Si + 4 \; NaN_3 + Na_2SiF_6 \rightarrow 3 \; Si_3N_4 + 6 \; NaF, \\$$

$$14 \text{ Si} + 6 \text{ NaN}_3 + (\text{NH}_4)_2 \text{SiF}_6 \rightarrow 5 \text{ Si}_3 \text{N}_4 + 6 \text{ NaF} + 4 \text{ H}_2.$$

Показано, что волокна нитрида кремния диаметром 0.01-0.1 мкм образуются при использовании гексафторсиликата аммония. Изучением промежуточных реакций образования нитрида кремния установлено, что нитридокремниевые волокна образуются через тетрафторид кремния SiF_4 или его возможные производные. Изучен механизм и химическая стадийность образования нитрида кремния в системе $Si-NaN_3-(NH_4)_2SiF_6$. Установлено, что в первом фронте горения идет реакция между азидом натрия и гексафторсиликатом аммония с образованием тетрафторида кремния. Температура в первом фронте горения составляет 900-1100 °C. Во втором фронте горения проходит реакция азотирования элементного кремния и кремния, содержащегося в тетрафториде кремния. Температура во втором фронте горения составляет 1900-2100 °C.

Аналогичным способом могут быть получены нитриды титана и алюминия. Нитрид бора синтезируется не в виде волокон, а в виде наночастиц с размером около 20 нм.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al-Ti И Al-B.

Паркин А. А., Жаткин С. С., Яковлев А. Ю., Мулендеев Д. А..

Самарский государственный технический университет, Самара,

При затвердевании расплава со скоростями охлаждения на уровне $10^5 - 10^7$ К/с и выше структура и фазовый состав получаемого материала могут коренным образом отличаться от равновесных. Наиболее типичными эффектами могут быть: образование новых фаз (в том числе, аморфных и кристаллических), расширение пределов растворимости легирующих элементов, уменьшение размеров зерна и включений [3, 6]. С практической точки зрения наиболее важны два вопроса — как получить материал в микрокристаллическом или аморфном состоянии? В данной работе экспериментально исследуются процессы лазерного синтеза алюминиевых сплавов с добавлением титана и бора из порошковых материалов при непрерывном и импульсном лазерном воздействии

В исследованиях использовались образцы, полученные прессованием порошковых смесей алюминия с титаном и алюминия с бором (табл.1).

Процентное солержание элементов в образцах

Таблица 1.

	процентное содержание элементов в образцах											
$\mathcal{N}_{\underline{0}}$	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Al,%	99	97	95	99	97	95	95	90	85	95	90	85
В,%	-	-	-	-	-	-	1	3	5	1	3	5
Ti,%	5	10	15	5	10	15	-	-	-	-	-	-

Синтез сплавов из прессованных образцов проводился на непрерывной лазерной установке ЛТН-102. Затем полученные сплавы делились на две группы, и вторая группа образцов (№4-6 и №10-12) обрабатывалась на импульсной лазерной установке ГОС-1001 с оплавлением. Обе группы образцов исследовались на изменение микроструктуры и микротвердости.

Полученные результаты по измерению микротвердости (рис. 1) показали, что из-

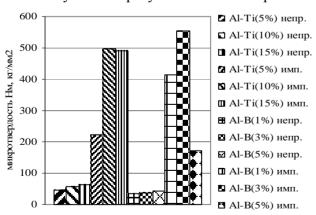


Рис.1. Средние значения микротвердости

менение режимов воздействия существенно влияет на свойства полученных сплавов.

Резкое возрастание микротвердости происходит после импульсного воздействия – в 10–14 раз (до 500–550 кг/мм²) по сравнению с первой группой образцов (40–60 кг/мм²). Металлографический анализ сплавов установил также, что после импульсного воздействия во второй группе образцов происходит резкое измельчение микроструктуры в зоне лазерной обработки.

1.

- 1. Порошковая металлургия аморфных и микрокристаллических материалов/ Митин Б. С., Васильев В. А.- М.: Металлургия. 1992. 128 с.
- 2. Метастабильные и неравновесные сплавы. Под ред. Ефимова Ю.В. М. Металлургия.1988. 382 с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОВОГО КОЭФФИЦИЕНТА ПОЛЕЗНОГО ДЕЙСТВИЯ ПРИ ОБРАБОТКЕ КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Паркин А. А.

Самарский государственный технический университет

Вкладываемая (поглощенная) мощность концентрированных потоков энергии (лазерной, электронно-лучевой, плазменной) расходуется не только на нагрев зоны обработки глубиной h и диаметром пятна $2r_\Pi$, но и идет на нагрев объема вокруг зоны обработки — зоны нагрева. Объем зоны нагрева определяется расстоянием $l_T = \sqrt{4at}$, на которое распространяется тепловой фронт в материале с температуропроводностью a за время t воздействия источника нагрева. Тепловой коэффициент полезного действия (ТКПД) играет важную роль при проведении процесса любого вида обработки, так как при лазерной, электронно-лучевой и плазменной обработке энергия вводится в материал с поверхности и на локальном участке. Объем зоны нагрева, определяющий энергетические потери, зависит от многих факторов: теплофизических свойств обрабатываемого материала, вида обработки, времени воздействия и других. Метод определения ТКПД наиболее прост и понятен при энергетическом подходе, то есть при рассмотрении процесса введения в материал энергии, а не мощности.

Запишем выражение для определения ТКПД и сделаем преобразования, упрощающие вид формулы

$$\eta = \frac{1}{\frac{E+Q}{E}} = \frac{1}{\frac{c\rho V_{3O}\Delta T_1 + c\rho V_{3H}\Delta T_2}{c\rho V_{3O}\Delta T_1}} \ . \tag{1}$$

После преобразования выражения (1), получим

$$\eta = \frac{1}{1 + \frac{V_{3H}}{V_{3O}} \left(\frac{e - 1}{e}\right)} = \frac{1}{1 + 0,632 \frac{V_{3H}}{V_{3O}}}$$
 (2)

Выражение (2) позволяет сделать оценку значения теплового КПД без оплавления зоны обработки, при оплавлении данное выражении несколько усложняется. Существуют наиболее общие следующие закономерности: 1 – чем выше время воздействия, тем больше объем зоны нагрева, соответственно, больше энергетические потери и меньше значение теплового КПД; 2 – чем выше значение температуропроводности материала при постоянном времени воздействии КПЭ, тем больше объем зоны нагрева, соответственно, также больше энергетические потери и меньше значение теплового КПД; 3 – чем меньше время воздействия КПЭ, тем выше тепловой КПД; 4 – чем выше температуропроводность обрабатываемого материала, тем меньше должно быть время воздействия для обеспечения одного и того же значения теплового КПД. Все эти закономерности можно сформулировать через теплофизические модели – наименьшие потери тепловой энергии концентрированных потоков энергии происходят при реализации модели распределенного источника нагрева, когда значение радиуса пятна $r_{\Pi} >> l_T$. В этом случае объем зоны нагрева стремится к нулю и, в соответствии с выражением (2), значение теплового КПД будет приближаться к своему максимуму.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННО-НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКА WOKA PTA 6040

Паркин А. А., Жаткин С. С., Ткачев С. П.

Самарский государственный технический университет

Качество плазменных покрытий зависит от большого числа параметров: вида наплавляемого порошкового материала, процентного содержания компонент, способа и скорости подачи порошка, тока дуги, скорости кристаллизации наплавленного слоя и ряда других. Влияние многих параметров на получение покрытий с высокими эксплуатационными характеристиками к настоящему времени не достаточно изучено и систематизировано.

Целью данной работы было проведение комплекса исследований и испытаний для определения оптимальных режимов плазменной наплавки порошкового материала WOKAPTA 6040 на козырек бурового долота, изготовленного из стали 19ХНЗМА. Токи плазменной дуги варьировались в пределах 70-90 А. Исходный состав и свойства порошка WOKA PTA 6040 представлены в таблице

		WC		матрица						
	W,%	C,%	HRC	В	Si	С	Ni	HRC		
Ī	Ост.	3,8-4,1	58-60	1,8-2,4	2,5-3,5	0,03-0,08	Ост.	42–46		

В результате исследования установлено изменение ширины зоны сплавления — 0,15 мм при токе дуги 70 А и порядка 0,5 мм при токах дуги 80 и 90 А. Исследования структуры показали наличие значительного количества нерастворенных частиц порошка в зоне сплавления, концентрация которых уменьшается с ростом высоты наплавленного слоя и силы тока дуги. Данный факт можно объяснить разогревом материала зоны наплавки, уменьшением скорости кристаллизации и соответственно возрастанием времени растворения частиц порошка. Среднее значение микротвердости наплавленных слоев увеличивалось с ростом их высоты и достигало 4000—4750 МПа, при этом наблюдалось уменьшение разброса значения микротвердости. Разброс среднего значения микротвердости уменьшался также с ростом тока плазменной дуги. Данные факты указывают на формирование более однородной структуры с меньшим количеством не растворенных частиц и уменьшения пористости формируемых структур.

Рентгенофазовый анализ позволил установить наличие железа в наплавленном слое, концентрация которого возрастала с ростом тока дуги и уменьшалась по высоте наплавляемого валика.

Проведенные испытания на абразивный износ в течение 30 минут показали величину износа и ее изменение в зависимости от режимов наплавки. Величина износа уменьшалась с повышением тока дуги: она составляла 7,8 мкм при токе дуги 70 A, 7 мкм при токе дуги 80A и 6,1 мкм при токе дуги 90 A. Возрастание износостойкости с ростом тока плазменной дуги можно объяснить понижением величины пористости формируемых наплавленных материалов. Данный вывод подтверждается исследованием валиков, полученных при ацетилено-кислородной наплавке. Твердость наплавленного материала достигала 6300 МПа, в то же время износ был значительно выше — 9 мкм, чем у плазменно-наплавленных структур, что может быть связано со значительным разбросом микротвердости — ±700 МПа.

НАПРАВЛЕННЫЕ ДИФФУЗИОННЫЕ ПОТОКИ АТОМОВ С БОЛЬШИМИ ПАРЦИАЛЬНЫМИ КОЭФФИЦИЕНТАМИ ДИФФУЗИИ, КАК МЕТОД БОРЬБЫ С РАДИАЦИОННОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

Стрелков В. И.

СамГТУ, Самара,

В работе [1] была решена задача о распределении неравновесной концентрации вакансий в потоках диффундирующих атомов с различными парциальными коэффициентами диффузии.

Если обозначить через $C_V(r,t)$ – концентрацию вакансий, C_V^o – равновесную концентрацию вакансий, то анализ полученных решений выявляет области, где концентрация вакансий больше равновесной ($C_V(r,t)-C_V$) > 0 и области, где концентрация вакансий меньше равновесной ($C_V(r,t)-C_V$) < 0. В областях, где $C_V(r,t)-C_V^o$ > 0 со временем должна развиваться пористость. Там же, где $C_V(r,t)-C_V$ < 0 пористость не должна возникать. Более того, уже имеющиеся в этой области поры, со временем будут залечиваться. Микропоры являются источниками и стоками для вакансий. При проведении анализа неравновесной концентрации вакансий в условиях, когда на диффузионные процессы накладываются другие процессы, приводящие к возникновению вакансий, картина областей с неравновесной концентрацией вакансий, меняется. Теоретически анализировался случай, когда не диффузионные процессы генерируют вакансии во

всем объеме одинаково $\frac{\partial C_V(rt)}{\partial t} = const.$ В отсутствии направленных диффузионных

потоков пористость должна равномерно распределяться по объему. При одновременном протекании рассматриваемых процессов в тех областях, куда направляются потоки атомов с большими парциальными коэффициентами диффузии пористость не должна развиваться. Нами проведен эксперимент на системе Cu–CuZn в условиях высокотемпературной ползучести. За время диффузионного отжига развивалась пористость во всем образце, за исключением области, в которую шел направленный поток атомов Zn, имеющих больший парциальный коэффициент диффузии. Можно с большой уверенностью сказать, что аналогичная картина должна наблюдаться в условиях, когда диффузия идет в процессе радиационного облучения.

1. Стрелков В.И., Кришталл М.А. Доклады АН СССР. Т.172, № 8, 1967 г.

АНИЗОТРОПИЯ ДИФФУЗИИ В КРИСТАЛЛАХ КУБИЧЕСКОЙ СИНГОНИИ

Стрелков В. И., Безногих В. Д.

СамГТУ, Самара,

Известно, что парциальные коэффициенты диффузии в кристаллах кубической сингонии изотропны.

Но в процессе диффузии формируются концентрационно-диффузионные напряжения. Процесс релаксации напряжений в кубических кристаллах зависит от ориентации кристаллографических направлений.

Релаксация напряжений идет через формирование дислокационной структуры. В плоских диффузионных парах реализуется плосконапряженное состояние, релаксация которого при некоторых ориентациях кубических кристаллов приводит к образованию максимальной плотности дислокаций в процессе диффузии.

Диффузия по дислокациям идет значительно быстрее, чем по бездефектной решетке. Это приводит к тому, что ширина диффузионной зоны и, следовательно, парциальные коэффициенты диффузии будут больше в тех кристаллитах, в которых большая плотность дислокаций.

Таким механизмом реализуется анизотропия диффузии в кристаллах кубической сингонии.

ОРГАНИЗАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Бертяев Б. И.

СамГТУ, Самара

Любое превращение в металлах и сплавах сопровождается перестройкой атомной структуры, при которой определенная конфигурация атомов теряет устойчивость и переходит в новую устойчивую конфигурацию. Поиск методов микроскопического описания устойчивости кристаллических систем из первых принципов до сих пор не позволяет получить обнадеживающие результаты.

В традиционных подходах изначально исходят из модели взаимодействия атомов кристаллической решетки, а уже потом исследуют ее механические свойства. Связь между атомами полностью обеспечивается силами электростатического взаимодействия отрицательных электронов и положительных ионов в узлах кристаллической решетки. При этом взаимодействие должно быть определенным образом сбалансировано, чтобы обеспечить механическую устойчивость кристалла.

В работе предложен иной подход к данной проблеме. Рассматривается взаимодействие двух подсистем, а именно – кристаллической фазы и ее границы или поверхности.

Исследования показали, что в кристаллической фазе при равновесии кристалла по отношению к границе преобладает положительное давление, т.е. атомы в кристалле отталкиваются. Анализ равновесия границы по отношению к кристаллу показал, что на границе преобладают отрицательные давления. Между состоянием атомов к кристалле и на границе существует энергетическая щель, которая и является фактором устойчивости системы кристалл—граница. Такой подход позволяет уйти от ангармонизма в колебаниях атомов, а эффект теплового расширения при нагреве связан с ростом внутреннего давления.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ИЗДЕЛИЙ С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Лавро В. Н.

Самарский государственный технический университет, Самара,

Необходимым условием оптимизации и ускоренного внедрения в широкую производственную практику ионно-плазменных технологий является разработка оперативной и высокопроизводительной диагностики качества покрытий.

В результате проведенных исследований установлено, что основными дефектами, определяющими уровень износостойкости вакуумно-плазменных покрытий, являются: отслоения и сколы, пластическая деформация покрытий под действием остаточных напряжений, инородных включений (капельная фаза, частички пыли), поры, трещины, морфологическая неоднородность.

Исследование анодной поляризации покрытий на основе TiN в растворах электролитов, содержащих агрессивные анионы, выявило закономерности образования и развития очагов локального разрушения покрытий.

Установлено, что количество, форма и характер развития очагов локального разрушения определяется, в основном, с той же совокупностью дефектов, что и уровень износостойкости покрытий на режущем инструменте. Это обстоятельство является объективным основанием диагностики качества покрытий методом электрохимического инициирования дефектов (ЭИД) [1]. ЭИД реализует оригинальный метод исследования качества покрытий, основанный на анализе динамики микроразрушений покрытия под действием локальной анодной поляризации в растворах электролитов специального состава.

Контроль качества покрытий выполняется на приборе ЭИД, определяется интегральный параметр качества K_1

$$K_1 = Q_0 - Q_n/Q_0$$

где, Q_0 и Q_n – количества электричества, прошедшее через электролитическую ячейку при поляризации поверхности образца без покрытия и с покрытием.

В результате математической обработки экспериментальных данных и натурных испытаний концевых фрез с покрытием полученных при варьировании технологических параметров нанесения покрытий, была получена устойчивая корреляция между параметром качества покрытий K_1 и параметром износа фрезы h_3 (составляющая 0.8-0.95).

ЭИД может быть использован для текущего контроля качества ионно-плазменных покрытий на производственных участках в заводских и научно-исследовательских лабораториях, а также при разработке новых технологий и прогнозирования работоспособности режущего инструмента с покрытием.

Показано, что предлагаемый в данной работе метод совершенствования технологии и диагностики позволил увеличить стойкость режущего инструмента с покрытием (TiCr)N при обработке изделий из стали 30ХГСА в 6-10 раз [2].

- 1. А.с. 1002941, 11574107, 1536191, 1302729 (ДСП). способ определения качества покрытий
- 2. 2.Лавро В.Н. Прогнозирование надежности режущего инструмента с износостойкими ионно-плазменными покрытиями. Международная конференция «Актуальные проблемы надежности технологических энергетических и транспортных машин», г. Самара, 2003 г.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ОДНООСНОМ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ С ПОЗИЦИЙ СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОГО ПОЛХОЛА

Радченко В. П., Небогина Е. В., Андреева Е. А.

СамГТУ, Самара, radch@samgtu.ru

С теоретических позиций для упруго-пластических задач предельного состояния достаточно остро стоит проблема описания (и даже существования) полной диаграммы упруго-пластического деформирования при растяжении. Этот вопрос достаточно сложный и до настоящего времени во всей его полноте не раскрыт. Основная проблема заключается в объяснении и описании ниспадающего участка диаграммы, так называемой стадии «неустойчивого» (закритического) деформирования.

Существование ниспадающей ветви на экспериментальной диаграмме упругопластического деформирования привело к переоценке понятия предельного состояния материала. Характеристикой разрушения материала стали считать не точку локального экстремума зависимости «перемещение-нагрузка», а конечную точку диаграммы. Эта точка отражает состояние, соответствующее началу заключительной быстропротекающей неравновесной стадии процесса разрушения, при этом разрушение заканчивается при силе, близкой к нулю.

Авторы предлагают структурно-феноменологический подход к моделированию полной диаграммы упруго-пластического деформирования, включая участок закритического деформирования, в случае «жесткого» режима нагружения. Для этой цели используется структурная модель среды стержневого типа, согласно которой поликристаллический материал моделируется системой хаотически ориентированных однородных локальных элементов (типа обобщенной модели Максвелла), работающих на растяжение-сжатие. Каждый локальный элемент этой системы наделяется простейшими деформационными свойствами: линейной упругостью и идеальной пластичностью, которые, по-видимому, являются основными микромеханизмами упруго-пластической деформации.

Показано, что участок закритического деформирования связан с появлением и развитием зон микроразрушения локальных элементов, что с феноменологических позиций соответствует интенсивному накоплению поврежденности, уменьшению истинной площади поперечного сечения образца (пластическому разрыхлению материала) и одновременно уменьшению номинального напряжения при увеличении значений пластической деформации.

Исследования на основании структурной модели позволили сделать вывод, что при всей видимой однородности макродеформаций и макронапряжений в испытываемом за пределом упругости (текучести) образце возникают не только упругие, но и пластически неоднородные микродеформации, которые при стандартных опытах не могут быть выявлены. Результаты расчетов по предложенной структурной модели показали, что на них тратится работа, сравнимая по величине с работой, затрачиваемой на упругие остаточные микродеформации, так, что в действительности из всей работы, затрачиваемой на пластическую деформацию, до 10% в зависимости от уровня накопленной пластической деформации должно быть отнесено на счет самоуравновешенных микронапряжений и соответствующих им микродеформаций.

О ВЛИЯНИИ УГЛЕРОДНОГО БАЛАНСА НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ЗУБКОВ БУРОВЫХ ДОЛОТ

Ахметсагиров С. М., Амосов А. П., Бичуров Г. В., Ищук А. Г., Сальников М. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, shs@samgtu.ru

При бурении трехшарошечными долотами твердосплавные зубки подвергаются, в основном, двум видам разрушающего воздействия – трению в абразивной среде и циклическому ударному воздействию о породу. Самым предпочтительным и оптимальным срабатыванием твердосплавных зубков при бурении в долоте является постепенный износ, но нередко в отработке твердосплавного вооружения занимают сколы и сломы зубков. Такая ситуация является критической для работы долота.

Одним из методов испытания твердосплавных зубков, которое дает косвенное определение трещиностойкости и работу твердосплавного вооружения в долоте в целом, является испытание зубков на ударную циклическую стойкость.

Сравнительные исследования зубков с разной циклической стойкостью по тем параметрам, которые существуют в промышленности: твёрдость, плотность, предел прочности при поперечном изгибе, остаточная пористость, микроструктура не выявили ни какой разницы между ними. Известно, что снижение пластических свойств твердых сплавов группы ВК связано с легированием вольфрама в кобальте, а значит, увеличивается склонность сплава к хрупкому разрушению при ударных циклических нагрузках.

В ходе исследования выяснилось, что твердосплавные зубки из одних и тех же марок сплава с разной циклической стойкостью резко отличаются количеством общего углерода. Причем зубки с низкой циклической стойкостью имели, как правило, низкое содержание общего углерода (5,35–5,45% для сплава ВК10 и 5,00–5,10% для сплава ВК16), реже – завышенное содержание, когда в структуре появляется свободный углерод в виде отдельной фазы. Зубки с хорошей циклической стойкостью имели в своем составе содержание общего углерода в пределах оптимального(5,52±0,03% для ВК10 и 5,15±0,03% для ВК16).

Известно, что во время спекания состав твердого сплава может меняться в зависимости от параметров спекания: от температурно-временных параметров, от применяемого газа во время спекания, от степени вакуума и др.

На ОАО "Волгабурмаш" спекание ведется двумя способами:

- 1. По раздельным циклам, которое включает в себя два этапа спекания: предварительное спекание в проходной печи толкательного типа с водородной атмосферой, с целью удаления пластификатора (парафина) и последующее окончательное спекание в вакуумной камерной печи с водородным охлаждением, либо в вакуумно-компрессионной камерной печи по короткому циклу без депарафинизации.
- 2. По полному (совмещенному) циклу в вакуумно-компрессионной камерной печи совместно с отгонкой пластификатора в атмосфере аргона.

Выяснилось, что зубки, спекавшиеся по раздельным циклам, зачастую в большей степени обезуглерожены, чем зубки, спекавшиеся по полным циклам. Это обусловлено влиянием некоторых факторов: использование активного водорода в процессе предварительного спекания и длительное нахождение предварительно спеченных изделий на воздухе перед окончательным спеканием.

Поэтому регулирование углеродного баланса в твердом сплаве является одним из важных параметров влияющих на циклическую прочность, который во многом зависит от выбора режимов спекания.

О СВЯЗИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ С ИХ МАГНИТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Сальников М. А., Ищук А. Г., Бичуров В. Г., Ахметсагиров С. М.

Самарский Государственный Технический Университет, Самара,

Буровые долота работают при огромных нагрузках. Причем нагрузки носят различный характер. Самые большие нагрузки (ударные, изгибающие, истирающие, тепловые) приходятся на разрушающие породу твердосплавные вставки. Вставки изготавливаются из крупнозернистых вольфрамо-кобальтовых сплавов. Эти сплавы сочетают в себе высокую сопротивляемость истирающим нагрузкам при высоких температурах, характерную для твердых сплавов, а также приемлемую стойкость к ударному нагружению. Это достигается, благодаря увеличению участков вязкой кобальтовой фазы при укрупнении зерна (карбидов WC).

К традиционным методам производственного контроля спеченных твердых сплавов относятся анализы плотности, твердости, предела прочности на изгиб, а также контроль микроструктуры. Было замечено, что даже при прохождении производственного контроля качества, твердосплавные вставки для буровых долот показывали нестабильную работу в полевых условиях.

Последние исследования в области теории прочности твердых сплавов обнаруживают значительное изменение механических свойств в пределах довольно узкой области содержания углерода (двухфазной области WC–Co). Структурно контролируется лишь выход из этой области содержания углерода, который сопровождается образованием эта-фазы (W₃Co₃C) – в случае низкого содержания углерода, или выделением свободного углерода в виде включений графита – при завышенном содержании углерода. При меньшем содержании углерода в связке, при двухфазной структуре, повышается содержание растворенного связке вольфрама. Это, в свою очередь, повышает прочность кобальтовой связки, но также охрупчивает ее. С повышением содержания углерода в связке, содержание вольфрама уменьшается, что приводит к уменьшению его влияния. Связка становится более мягкой, пластичной и менее хрупкой.

Встает вопрос о методе контроля содержания углерода, растворенного в связке углерода и, в свою очередь – вольфрама.

Кобальт является ферромагнетиком. Известно, что магнитные характеристики могут быть как структурно, так и химически чувствительны. Параметр магнитного насыщения является химически чувствительной характеристикой. Контролируя магнитное насыщение на твердом сплаве, мы определяем количество несвязанного кобальта в сплаве, который может быть намагничен. Это, в свою очередь, зависит от содержания вольфрама в связке, которое находится в обратно зависимости от содержания растворенного углерода.

Еще одна магнитная характеристика ферромагнитных материалов – коэрцитивная сила – может быть использована в производственным контроле твердосплавных изделий. Параметр коэрцитивной силы структурно чувствителен. Также он зависим от магнитного насыщения. С его помощью мы можем контролировать величину участков кобальтовой фазы, что, в свою очередь, связано с величиной зерна WC, так как при увеличении зерна увеличиваются прослойки кобальтовой связки между ними.

Так как тесты магнитных характеристик — это неразрушающие и довольно оперативные тесты, то они будут очень удобны для производственного контроля. В дополнение к традиционным методам контроля они позволят поддерживать стабильное качество твердосплавного вооружения буровых долот.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ ПУЛЬСИРУЮЩЕЙ МОШНОСТИ

Зиновьева Т. Ю.

Самарская государственная академия путей сообщения, Самара

Покрытия, наносимые плазменным напылением, обладают дисперсным строением и состоят из множества частиц, разделенных порами и дефектами. Введение в состав дисперсного покрытия фазы, обладающей большей пластичностью и размером, превышающим величину частиц в покрытии, существенно увеличивает прочность напыленного покрытия. Создание такой фазы возможно оплавлением некоторого объема частиц в составе покрытия. Периодическое воздействие электрической дуги (ЭДПМ) на дисперсное напыленное покрытие создает локальные оплавленые участки, расположенные соответственно частоте воздействия тока дуги при перемещении плазмотрона относительно поверхности детали. Размеры зон оплавления, глубина проплавления и температура перегрева определяются электрическими параметрами импульса тока дуги и теплофизическими характеристики материала покрытия. Локальные участки дисперсного покрытия обладают большей прочностью, чем окружающая их область покрытия. Также, имея объем во много раз больший, чем частица в составе покрытия, эти зоны являются сдерживающим фактором на фронте распространения трещины.

Для анализа структуры покрытий проводились металлографические исследования. Оценивались такие характеристики структур, как микротвердость фаз, наличие металлургической связи материала покрытия с основой, наличие металлургической связи между частицами в объеме покрытия, наличие и распределение посторонних включений и пустот в объеме покрытия. Исследование триботехнических свойств покрытий проводились методом испытания при линейном контакте в сопряжении и моделированием на образцах, имитирующих пару трения в штатном узле. Проводилось испытание прочности материала при сжатии на разрывной машине.

Металлографические исследования структуры образцов показали наличие белой фазы твердостью 24 ГПА, серой фазы твердостью 18 ГПа и черной фазы, представляющей собой крупные закрытые поры. Разные схемы использования ЭДПМ позволяют получать структуры с разной упорядоченностью с включениями белой фазы, представляющей собой сложное карбонитридное соединение. "Катодная" структура характерна меньшим количеством включений белой фазы и меньшей степенью упорядоченности, что объясняется взрывным характером катодных пятен привязки ЭДПМ и меньшим количеством теплоты, выделенным в пятне привязки дуги. Увеличение прочности материала при использовании ЭДПМ происходит в данном случае за счет образования своеобразной "каркасной" структуры слиянием частиц материала в крупные, прочно связанные между собой, группы в локальных точках привязки ЭДПМ.

Установлено, что наибольшую прочность при испытании на сжатие имеет материал, нанесенный при анодной привязке ЭДПМ за счет образования своеобразной упорядоченной "каркасной" структуры, и достигает величины 100...120 МПа. Металлографический анализ образцов показал характерные различия в структуре материалов, полученных напылением без использования ЭДПМ и нанесенные с применением ЭДПМ. Структурные особенности объясняют эффект упрочнения покрытий при использовании ЭДПМ.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 19ХГНМА РАЗЛИЧНОЙ ВЫПЛАВКИ

Ищук А. Г., Пугачева Т. М., Клименко А. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, mag@samgtu.ru

Долотная сталь 19ХГНМА, используемая на ОАО «Волгабурмаш» для изготовления лап буровых долот, производится отечественными металлургическими предприятиями ОАО «Электросталь», ЗАО ВМЗ «Красный Октябрь» (ВМЗ) и ОАО «ОЭМК». Способ выплавки на каждом заводе имеет свои характерные особенности.

Технические условия на поставку стали допускают заметный разброс марочного химического состава (с учетом гостируемых отклонений до 0,5 % для отдельных легирующих элементов) и регламентируют лишь минимальный уровень значений механических свойств.

В этой связи целью работы было исследование комплекса механических свойств (пределов прочности и текучести, относительного удлинения и сужения, ударной вязкости) поставляемых на ОАО «Волгабурмаш» плавок стали 19ХГНМА различного способа выплавки.

В основу анализа были взяты данные входного контроля за 2000-2005 гг. механических свойств шестидесяти одной плавки (в том числе, производства OAO «Электросталь» -9, $3AO\ BM3 - 28$, $OAO\ «OЭМК» <math>-24$).

Исследование показало, что для стали производства ОАО «ОЭМК» практически по всем характеристикам наблюдается наиболее заметный разброс значений (рис. 1). Так, максимальные и минимальные значения σ_B отличаются на 27%, $\sigma_{0,2}$ – на 31%, δ – на 28%, KCU – на 57%. Наименьший разброс значений характерен для ЗАО ВМЗ (за исключением значений ударной вязкости).

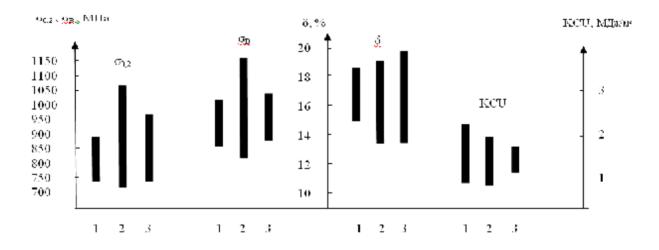


Рис. 1. Разброс значений механических свойств стали $19X\Gamma HMA$. 1-BM3, 2-«ОЭМК», 3-«Электросталь»

Расчет средних значений и мод по каждой выборке показал, что в целом свойства плавок различных заводов мало отличаются друг от друга и составляют для $\sigma_{\rm B}$ 956—958 МПа, для $\sigma_{0,2}$ = 809-826 МПа, для δ = 16,2-16,9%, KCU = 1,5-1,6 МДж/м 2 .

Следует отметить, что реальные значения механических свойств, заметно превышают минимально допустимые по заводским техническим условиям величины.

Таким образом, плавки стали 19ХГНМА различных металлургических заводов, имеют при практически одинаковом среднем комплексе механических свойств заметный разброс значений, что может быть связано с колебаниями в химическом составе, разным баллом неметаллических включений и микроструктурной неоднородностью.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛЗУЧЕСТИ И РЕЛАКСАЦИИ ПЕНОПЛАСТА ПС-1 РАЗЛИЧНОЙ ПЛОТНОСТИ

Ведерникова И. И., Коршунов А. И., Поляков Л. В.

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр — Всероссийский Научноисследовательский Институт Экспериментальной Физики», Саров, ivi@astra.vniief.ru

Для расчета конструкций из пенопласта ПС-1, плотность которого составляет от 0,1 до 0,7 г/см³, длительно находящихся под воздействием статических нагрузок, кроме физико-механических свойств, необходимо иметь сведения о длительной ползучести и релаксации напряжений. Эти сведения можно было бы получить по данным прямых испытаний, если бы не ряд трудностей. Наиболее существенной из них является длительность исследуемых процессов. Скорость данных процессов на установившихся участках настолько мала, что исследование процессов ползучести и релаксации в реальном времени не удовлетворяет запросам практики. Поэтому экспериментаторам приходится прибегать к ускоренным методам испытаний и построению адекватных моделей изучаемых процессов.

Авторами [1,2] построена структурно-феноменологическая модель ползучести (1)—(3) полимерных и композиционных материалов на полимерной основе при одноосном сжатии. Модель описывает стадии неустановившейся и установившейся ползучести и может быть использована для прогнозирования процессов ползучести и релаксации напряжений на длительные сроки эксплуатации.

$$\mathcal{L}_{p} = (a_{1}\sigma + a_{2}\sigma^{2})[1 + a_{3}(\sigma - k) + a_{4}(\sigma - k)^{2}], \tag{1}$$

$$k^{\otimes} = a_5 \otimes p \left(1 - \frac{k}{\sigma} \right), \tag{2}$$

$$\sigma = \sigma_0 - E\varepsilon_p \,, \tag{3}$$

где a_1, a_2, \ldots, a_5 — параметры модели, подлежащие идентификации по экспериментальным данным на ползучесть и релаксацию напряжений [3].

В работе представлены результаты исследований процессов ползучести и релаксации пенопласта ΠC -1 трех плотностей (0,2, 0,4 и 0,6 г/см³) при различных уровнях начальных напряжений и деформаций сжатия.

Используя построенную модель ползучести, выполнено прогнозирование данных процессов на срок ~10лет. Получены зависимости, позволяющие при проектировании конструкций сделать выбор плотности пенопласта ПС-1 в зависимости от величины расчетного напряжения сжатия и допускаемого значения деформации ползучести (рис.1).

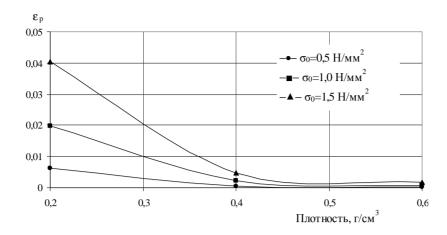


Рис.1. Зависимость прогнозируемой деформации ползучести на 10 лет от плотности для пенопласта ПС-1

- 1. Ведерникова И.И., А.И.Коршунов, Л.В.Поляков. Построение модели процессов релаксации и ползучести методами идентификации //Новые промышленные технологии. Выпуск 1 (300), 2001 г., с. 10-12.
- 2. Ведерникова И.И., А.И.Коршунов, Л.В.Поляков, Коновалов А.В. Усовершенствованная структурно-феноменологическая модель ползучести композиционного материала //Сборник докладов научно-технической конференции «Молодежь в науке» г.Саров, 2002 г., с. 542-544.
- 3. Уржумцев Ю.С. Прогностика деформативности полимерных материалов. Рига, Зинатие, 1975.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕНТИНА В ЗДОРОВЫХ И ПАТОЛОГИЧЕСКИХ ЗУБАХ

Панфилов П. Е., Трубников В. В.*, Григорьев С. С.*

Уральский государственный университет, Екатеринбург *Уральская государственная медицинская академия, Екатеринбург peter.panfilov@usu.ru

С точки зрения современного материаловедения человеческие зубы являются «изделиями» из композиционного материала, свойства которых зависят от многих факторов. Зуб состоит из дентина, покрытого слоем эмали, микроструктура и механические свойства которых с недавнего времени стали предметом интенсивного изучения. В настоящем сообщении рассмотрены основные особенности морфологии поверхностного слоя дентина в здоровых и патологических зубах, и реакция твердых тканей зубов *in vitro* на внедрение алмазного индентора.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 04-03-32073).

ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ Mg-Mn ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Митлина Л. А., Янковская Т. В., Камашев А. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, physics@samgtu.ru

Структура и состав поверхностных слоев эпитаксиальных феррошпинелей могут существенно влиять на магнитные характеристики: константы магнитной анизотропии, намагниченность насыщения, ширину линии ферромагнитного резонанса и др. Особенно чувствительны к состоянию поверхности параметры магнитостатических волн.

При микроиндентировании эпитаксиальных феррошпинелей, выращенных методом химических транспортных реакций на (001) плоскости оксида магния, обнаружена аномалия механических свойств поверхностных слоев глубиной 2-3 мкм. При деформации методом четырехточечного изгиба в поверхностных слоях эпитаксиальных феррошпинелей $Mg_XMn_{1-X}Fe_2O_4$ проявляется скачкообразная зависимость электросопротивления от величины деформирующих напряжений в области пластической деформации. Разупрочнение поверхностного слоя и электромеханические эффекты в значительной степени зависят от концентрации химических доноров и анионных вакансий в образцах.

Для объяснения особой деформационной способности поверхностного слоя привлекается конденсационная модель зарождения дислокаций. Расчеты и экспериментальные данные при исследовании поверхности эпитаксиальных феррошпинелей после деформации методом химического травления показывают, что по своему удельному вкладу в процесс микропластичности главным каналом зарождения дислокаций является пересыщение образца вакансиями при нагружении, особенно в областях повышенной концентрации напряжений.

Выявленные ямки травления не похожи на обычные дислокационные и составляют спектр мелкоконтрастных парных ямок травления. Оценочные значения радиуса вакансионной дислокационной петли, образовавшейся вследствие пересыщения деформационными вакансиями, и экспериментально наблюдаемой дислокационной петли находятся в удовлетворительном согласии. При этом выполняется как критерий устойчивости петли, так и критерий Франка, указывающий на существование вакансионных скоплений (4,7 - 2 мкм) в виде дислокационных петель. Получено теоретическое распределение петель по размерам.

Деформационная способность поверхностного слоя существенно зависит от режимов отжига. В частности, вакуумный отжиг приводит к разупрочнению эпитаксиальных феррошпинелей и росту глубины поверхностного слоя. При этом концентрация химических доноров по данным кинетических явлений также увеличивается. Импульсный отжиг в атмосфере воздуха ведет к упрочнению пленок и к уменьшению глубины нарушенного поверхностного слоя. Ширина линии ферромагнитного резонанса уменьшается при этом на 30%.

Полученные образцы эпитаксиальных феррошпинелей могут быть использованы для разработки устройств на магнитостатических волнах.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СПЛАВОВ AI–Ni НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРИ ЛАЗЕРНОМ СИНТЕЗЕ

Жаткин С. С., Мулендеев Д. А., Молчатский С. Л., Тихонова Е. Н.

Самарский государственный технический университет, Самара

В работе проведены исследования структуры сплавов алюминия с различным процентным содержанием никеля, синтезированных лазерным излучением.

Для исследований использовались образцы, полученные прессованием порошковых смесей алюминия с процентным содержанием никеля от 6% до 55%. Синтез сплавов из прессованных образцов проводился на непрерывной лазерной установке ЛТН-102 при мощности излучения 90 Вт в среде аргона. Полученные сплавы исследовались на изменение структуры и микротвердости в зависимости от процентного содержания никеля. Дополнительно проводились рентгенофазовый анализ сплавов и определение фрактальной размерности полученных структур с помощью компьютерной программы Fracta.

Установлено возрастание микротвердости сплава с ростом процентного содержания никеля от 50 кг/мм^2 до 700 кг/мм^2 , а также существенное изменение структуры материала при этом (рис.1).

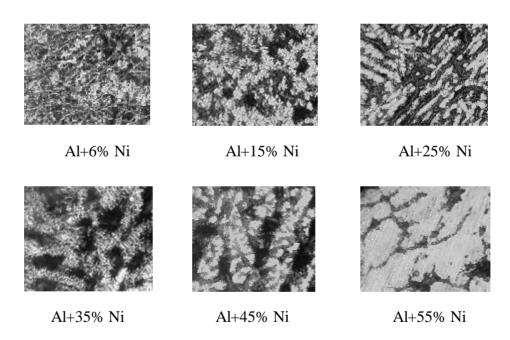


Рис.1. Микроструктура синтезированных сплавов алюминия с различным процентным содержанием никеля.

Значительное увеличение микротвердости начинается с 25% никеля, что обусловлено, по данным рентгенофазового анализа, появлением интерметаллидных фаз NiAl $_3$, При этом наиболее выражены линии фазы NiAl $_3$. В структуре сплавов эта фаза представляет собой взаимоориентированные волокна, размеры которых растут с ростом процентного содержания никеля.

По данным измерения размера зерна и определения фрактальной размерности установлена корреляция между этими величинами – с ростом размера зерна от 22 мкм до 58 мкм фрактальная размерность возрастает с 1.75 до 1.93. Наиболее резкий рост зерна и фрактальной размерности отмечается при 45% и 55% никеля.

1. Альтман А.Б., Андреев Г.Н.: Алюминиевые сплавы. Применение алюминиевых сплавов; М.: Металлургия, 1985 г. – 342 стр.

КИНЕТИКА МЕХАНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ

Веттегрень В. И., Щербаков И. П., Мамалимов Р. И.*, Мамедов Р. К.*

Физико-Технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Victor.Vettegren@mail.ioffe.ru

*Санкт-Петербургский государственный университет информационных технологий механики и оптики, mamalun@mail.ru

В последнее время для узлов сухого трения прецизионного машиностроения используются антифрикционные полимерные композиционные материалы. Механизм сухого трения практически не исследован. В работе для исследования изнашивания полимеров и монокристалла кварца используются метод механолюминесценции. Построена установка для получения спектров и кинетики накопления импульсов механолюминесценции. Получены спектры механолюминесценции кварца и полимеров. Исследована кинетика формирования импульсов механолюминесценции при различных контактных давлениях и температурах. Показано, что в основе механолюминесценции лежат процессы образования электронных возбуждённых состояний при разрывах химических связей под действием термических флуктуаций. Определены активационные параметры процесса образования электронных возбуждённых состояний. Найдена связь между скоростью накопления импульсов механолюминесценции, температурой и контактным давлением. Получены амплитудные распределения импульсов механолюминесценции в различные моменты времени при различных температурах и давлениях. Предложен механизм, объясняющий скачкообразность изнашивания полимеров и кварца при сухом трении.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-08-01216а).

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЦЕПТУРЫ АЭРОЗОЛЕОБРАЗУЮЩЕГО ОГНЕТУШАЩЕГО СОСТАВА, ГЕНЕРИРУЮЩЕГО ХЛОРИДЫ НАТРИЯ И КАЛИЯ

Кузнец Е. А., Самборук А. Р.

СамГТУ, Самара

Механизм аэрозолеобразования настолько сложен, что в настоящее время отсутствуют строго детерминистические модели, основанные на дифференциальных уравнениях. При неполном знании механизма явления экстремальные задачи решаются экспериментально-статистическими методами. Наиболее полную информацию для решения задачи оптимизации рецептуры аэрозолеобразующего огнетушащего состава (АОС) можно получить из математической модели, связывающей содержание компонентов состава и его огнетушащую способность.

Основным статистическим методом построения математических моделей по экспериментальным данным является регрессионный анализ. Уравнение регрессии связывает параметр оптимизации с независимыми переменными.

Оптимизация рецептуры АОС осуществлялась с учетом физического смысла порогов протекания в гетерогенных энергетических системах. При этом концентрация перхлората калия обеспечивала максимальный объемный порог протекания в системе (C > 46,99%).

Для построения математической модели «состав - свойства АОС» было выбрано уравнение регрессии в виде полинома второй степени. Априорное ранжирование факторов без расчета коэффициента конкордации позволило установить наиболее значимые факторы. Варьируемыми факторами были выбраны массовая концентрация азида натрия NaN₃ и перхлорвиниловой смолы ПХВС, взаимодействие между которыми и определяет содержание основного огнетушащего агента (хлорида натрия) в продуктах горения. Концентрация углерода (сажи) была постоянной и составляла 2%. Оставшаяся часть (до 100%) – перхлорат калия КСlO₄.

В качестве основной функции отклика была выбрана огнетушащая способность. Для построения уравнения регрессии был использован двухфакторный центральный композиционный ротатабельный план второго порядка, согласно которому было реализовано 13 опытов. При этом 8 экспериментальных точек располагались в вершинах правильного восьмиугольника и 5 – в центре. Для уменьшения систематических погрешностей опыты осуществлялись в случайном порядке.

В силу физической и методической особенности огнетушащей способности, как значение такой концентрации аэрозоля, при которой, либо сохраняется процесс горения модельного очага, либо полностью прекращается его горение, которое не имеет статистической оценки, проведение дисперсионного анализа невозможно. Поэтому адекватность модели оценивалась по величине относительной погрешности между экспериментальной и расчетной огнетушащей способности.

Решение уравнения регрессии позволило определить вид поверхности отклика представляющей собой эллипсоид с минимумом. Этот минимум соответствует рецептуре аэрозолеобразующего огнетушащего состава: $NaN_3 - 27\%$, $\Pi XBC - 20\%$, $KClO_4 - 51\%$, углерод -2% с максимальной огнетушащей способностью 27 г/m^3 .

РЕЦЕПТУРА ГАЗООБРАЗУЮЩЕГО СОСТАВА ДЛЯ НАДДУВА ПОРОШКОВЫХ ОГНЕТУШИТЕЛЕЙ

Новоторов И. А., Самборук А. Р.

Самарский государственный технический университет, Самара, rocker82@rambler.ru

Порошковые огнетушители в настоящее время получили широкое распространение за рубежом и в отечественной практике ввиду универсальности их использования и высокой огнетушащей способности. Они применяются для тушения возгораний твердых веществ органического происхождения, горючих жидкостей или плавящихся твердых веществ, газов и электрооборудования.

В порошковых огнетушителях с газогенерирующими устройствами необходимое рабочее давление создается в корпусе огнетушителя непосредственно перед тушением очага пожара за счет срабатывания газогенератора. Нормативная продолжительность приведения в действие выпускаемых в настоящее время огнетушителей составляет 5с.

Опыт практического использования таких огнетушителей показал, что в экстремальных условиях пожара люди открывают выпускной клапан до истечения необходимых 5 секунд и, не получив огнетушащей струи, отбрасывают огнетушитель в сторону, считая его неисправным. Поэтому необходимо сократить время приведения огнетушителя в готовность до 1.5-2.0 сек.

Целью данной работы является разработка новой рецептуры газообразующего состава, обеспечивающей генерацию необходимого количества газов за достаточно кроткое время при условии сохранения нужного уровня внутрикамерного давления и температуры горения, для снаряжения газогенерирующих устройств (ГГУ).

Выбор исходных компонентов осуществлялся, исходя из общих требований, предъявляемых к газообразующим составам, а также специальных требований к газогенераторам, предназначенным для наддува порошковых огнетушителей.

Основным параметром являлась скорость горения состава, которая должна обеспечить время работы ГГУ в пределах 0,7-1,5с.

Исходя из результатов испытаний, для дальнейших исследований была выбрана рецептура состава:

Нитрат калия (НК) - $59 \pm 1,5 \%$,

Пульвербакелит (ПБК) - $26 \pm 1 \%$,

Поливинилбутираль (ПВБ) - $3.5 \pm 1 \%$,

Препарат коллоидный графитовый (ПКГ) - 1,5 \pm 0,5 %.

Всесторонние исследования выбранной рецептуры показали, что разработанный состав может быть использован для снаряжения газогенерирующих устройств (ГГУ) для порошковых огнетушителей, а температура генерируемого газа не превышает 150°C, что позволяет использовать легкоплавкие огнетушащие порошковые составы многоцелевого назначения.

В результате проведенных исследований были отработаны технологические режимы получения газогенерирующих зарядов и изготовлена опытная партия $\Gamma\Gamma Y$ для порошковых огнетушителей $O\Pi$ -2 (г) производства Тольяттинского завода противопожарного оборудования. Натурные испытания огнетушителей подтвердили работоспособность разработанных $\Gamma\Gamma Y$.

В 2006 г. планируется организация опытного производства ГГУ на площадях учебно-опытной базы СамГТУ «Петра-Дубрава».

АВТОМАТИЗАЦИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В ГЦК МАТЕРИАЛАХ

Колупаева С. Н., Семенов М. Е.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, vir@mail.tomsknet.ru

Для исследования закономерностей пластической деформации в ГЦК материалах используются математические модели, базирующиеся на системе обыкновенных дифференциальных уравнений (ОДУ) баланса деформационных дефектов. При численном решении систем ОДУ моделей пластической деформации скольжения возникают сложности, связанные с тем, что процессы генерации и аннигиляции деформационных дефектов являются разноскоростными, переменные системы являются разнопорядковыми величинами и изменяются на интервале интегрирования на порядки величины. В этом случае, как правило, приходится иметь дело с жесткими системами ОДУ, поэтому используемые вычислительные методы должны быть пригодными для их решения. Даже при использовании математических пакетов программ широкого назначения (например, Марle, MATLAB) исследователю необходимы навыки программирования, а также знание специфики работы с жесткими системами ОДУ.

Для моделирования закономерностей пластической деформации скольжения в ГЦК металлах и дисперсно-упрочненных материалах при различных деформирующих воздействиях разработан специализированный комплекс программ SPFCC, предоставляющий пользователю графический интерфейс с возможностью автоматического формирования модели (выбора учитываемых деформационных дефектов, механизмов их генерации и аннигиляции, деформирующего воздействия и значений параметров). Структура комплекса программ обеспечивает простоту сопровождения, модификации и расширения добавлением деформирующих воздействий и математических моделей материалов различного типа. Пакет программ позволяет проводить исследования для деформации с постоянной скоростью деформирования, при постоянном приложенном напряжении и при постоянной нагрузке (в условиях растяжения и сжатия). Можно проводить серии расчетов в автоматическом режиме, выбирая варьируемый параметр модели (например, температуру, скорость деформирования), нижний и верхний предел его изменения.

База данных, входящая в состав пакета прикладных программ, обеспечивает удобную среду хранения, выборки и представления полученных результатов (в том числе относящихся к различным условиям внешнего воздействия) как в текстовом, так и в графическом виде. Для каждого компьютерного эксперимента в базе данных кроме полного набора значений переменных системы с заданным пользователем шагом, хранятся значения параметров модели, описание типов дефектов и механизмов, учтенных пользователем при формировании модели, а также возможные комментарии. Пакет SPFCC снабжен контекстно-зависимой справкой, доступной на любом этапе работы с программой.

С использованием комплекса программ проведено исследование влияния различных характеристик материала, упрочняющей фазы, деформирующего воздействия и исходного дефектного состояния на закономерности деформационного упрочнения и развития деформационной дефектной подсистемы для монокристаллов меди, никеля и алюминия и дисперсно-упрочненных материалов на их основе. Полученные результаты компьютерного моделирования согласуются с данными реальных и вычислительных экспериментов, имеющимися в литературе.

Для использования пакета программ от пользователя требуется минимальный опыт работы с вычислительной техникой.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Ti–Ni–Nb (-Zr) С ШИРОКИМ МАРТЕНСИТНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ

Хмелевская И. Ю.¹⁾, Абрамов В. Я.²⁾, Александрова Н. М.³⁾, Боровков Д. В.¹⁾, Макушев С. Ю.³), Полякова Н. А.³⁾, Попов Н. Н.⁴⁾, Прокошкин С. Д.¹⁾

1) Московский государственный институт стали и сплавов.
2) НИКИЭТ, Москва
3) ИМФМ ЦНИИЧМ им. И.П. Бардина, Москва.
4) РФЯЦ-ВНИИЭФ, Саров

Термомеханические соединения (ТМС) трубопроводов и элементов конструкций – одна из наиболее ярких областей применения сплавов с памятью формы на основе Ті– Ni. Исторически первые муфты были выполнены из сплавов ТiNi, легированных железом, имеющих отрицательные температуры срабатывания. Деформацию (дорнование) проводили в жидком азоте, а восстановление формы происходило при нагреве до комнатной температуры. Хранение таких муфт также осуществляли в жидком азоте.

Сплавы на основе Ti–Ni–Nb(–Zr) с широким гистерезисом мартенситного превращения имеют преимущества перед выше названными, поскольку позволяют проводить дорнование при температурах $-20 \div -60$ °C, а установку – путем нагрева выше комнатной температуры, причем перед установкой муфты могут длительное время храниться и транспортироваться вне холодильных установок при температуре до +30 °C. Кроме того, благодаря особенностям структуры, в этих сплавах легко наводится обратимый эффект памяти формы (более 1%), позволяющий демонтировать соединение простым охлаждением до криогенных температур (Табл.).

Оптимизация режимов термической и термомеханической обработки тройных сплавов системы Ti–Ni–Nb(–Zr) позволила реализовать в них высокий комплекс функциональных свойств и существенно упростить технологию создания надежных термомеханических соединений. Сплавы способны генерировать весьма высокие (700–900 МПа) реактивные напряжения при нагреве выше комнатной температуры и широком диапазоне условий наведения обратимой деформации.

Таблица

		До наведе	ФПС кин				ОЭП	Φ
Сплавы	Обра- ботка	M_s/M_f $^{\circ}\mathrm{C}$	A_{s}/A_{f} , ${}^{\circ}\mathrm{C}$	Обратимая деф. ε _{к %}	σ _r ^{max} , ΜΠα	$T_{ m peл}, \ ^{ m o}{ m C}$	Наведен- ная дефор- мация	Е _{оэпф} . %
45Ti-45Ni-	закалка	- 40/-63	-14/+17	6.3	740	-29	ε _{i %} 5,8	0,9
10Nb		10, 00	_ ,, , _ ,	(при $\varepsilon_{\rm i} = 10$)	,		9,5	1,6
							14,8	2,1
	BTMO	-52/-97	-27/+17	8	775	-33	5	1,1
				(при ε_i = 10)			9,3	1,7
							14,1	2,6
42,5Ti-	закалка	-54/-98	-30/ +20	6,5	870	-68	8	0,7
46,5Ni-				(при $\varepsilon_i = 8,5$)			10,5	1,2
8Nb–Zr								
	BTMO	-78/-118	-42/ +25	7,0	935	-74	8	0,7
				(при $\varepsilon_i = 8,5$)				

Температура наведения деформации: -55 °C.

ВТМО (прокаткой при 800° С с обжатием 27~%) оказывает положительное влияние по сравнению с закалкой на характеристики генерации и релаксации реактивного напряжения, повышая величину $\sigma_{\rm r}^{\rm max}$ и понижая температуру релаксации ($T_{\rm pen.}$) при охлаждении. Уровень реактивного напряжения, превышающий $300~\rm M\Pi a$, сохраняется при охлаждении сплава Ti–Ni–Nb до температур ниже $-20~\rm ^{\circ}$ С, а сплава Ti–Ni–Nb–Zr – ниже $-60~\rm ^{\circ}$ С (Табл.).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ И ПАРАМЕТРОВ ВНЕШНЕГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ОБРАТИМЫЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ NITI И ЕГО РЕАЛИЗАЦИЯ В МЕДИЦИНСКОМ ИМПЛАНТАТЕ

Рыклина Е. П., Хмелевская И. Ю., Прокошкин С. Д., Татьянин Е. В.*, Инаекян К. Э., Трубицына И. Б.

Московский государственный институт стали и сплавов, Москва *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

На проволочных и ленточных образцах сплава никелида титана опробованы различные способы наведения обратимого эффекта памяти формы (ОЭПФ), проявляющегося в интервале температур 25–42 °C. Исследовано влияние различных факторов на величину наведенного ОЭПФ: времени старения, схемы нагружения и термоциклирования, величины нагрузки, времени выдержки под нагрузкой. Выбранный оптимальный способ наведения ОЭПФ применен при разработке универсального устройства для экстренной остановки кровотечения при полостных и лапароскопических операциях. Устройство надежно обеспечивает пережатие сосудов, находящихся в толще ткани, за счет проявления одностороннего эффекта памяти формы при температуре тела человека и может быть легко извлечено при необходимости за счет проявления ОЭПФ при местном охлаждении. Применение нового устройства исключает необходимость мобилизации сосуда, что значительно снижает травматичность операций.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МНК ДЛЯ РАСЧЕТА МАГНИТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ФЕРРОШПИНЕЛЬНЫХ ПЛЕНОК ИЗ ОРИЕНТАЦИОННЫХ И ЧАСТОТНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ФМР

Филимонов А. Б., Сидоров А. А.

Целью работы послужило создание программы для расчета магнитных параметров эпитаксиальных пленок феррошпинелей из частотных и ориентационных зависимостей ферромагнитного резонанса (ФМР). Эпитаксиальные пленки получали методом химического транспорта в малом зазоре на свежем сколе окиси магния (MgO). Исходный состав пленок: №324 — $MnFe_2O_4$; BH 79, BH 81, BH 89, BH 121 — $Mg_{0.25}Mn_{0.75}Fe_2O_4$.

Измерение ФМР пленок феррошпинелей производились в 3см диапазоне длин волн, резонаторным методом. Квадратный образец со стороной 2–3 мм, приклеенный к кварцевому держателю, помещался в центр проходного резонатора. Резонатор позволял настраиваться на четырех частотах.

В ходе вычисления параметров ФМР возникли ряд проблем. Из-за слоистости пленок, а также из-за несоответствия упругих напряжений и состава, кривые ФМР, как правило, обладали несколькими максимумами. При изменении ориентации образца в магнитном поле, происходили изменения интенсивностей и положения пиков, что усложняло их идентификацию.

В работе [1] было доказано, что для одновременного определения намагниченности $(4\pi M)$ и g-фактора из ФМР, кроме ориентационных зависимостей необходимо использовать и частотные зависимости поля резонанса. Произведенные нами вычисления магнитных параметров по ориентационной зависимости только одной частоты подтвердили это положение. Сравнение результатов вычислений показало, что разброс данных достигает в $4\pi M$ до 45%, и в g до 10% (Табл. 1.).

Таблица 1. Параметры, вычисленные по ориентационной зависимости только одной частоты, для образца № 324

ν (ГГц)	$4\pi M (\Gamma c)$	g	K_1/M (\Im)	<i>K</i> _n / <i>M</i> (Э)	α (град)	δ
9,175	3343	2,012	-84,82	0,00	0,00	29,2477
9,589	3322	2,0135	-84,39	0,64	29,85	29,7085
10,130	3309	2,000	-64,28	0,00	0,00	44,5474
11,158	3557	2,002	-83,02	0,00	0,00	43,534

Вычисления по нескольким точкам ориентационной зависимости параметров, не всегда дают удовлетворительные результаты. Измерения проводились через 5° , 45° , результаты вычислений показали, что для оценки параметров $(4\pi M, g, K_1/M, K_n/M)$ достаточно измерений через 45° . Для измерения поля анизотропии K_3/M необходимо не только более подробное измерения ориентационной зависимости, но и более точная идентификация пиков.

Для того, чтобы оценить влияние погрешности определения поля резонанса, намеренно производились смещения ориентационных зависимостей на одной или нескольких частотах. Естественно, что увеличение поля резонанса на 100 Э, для образца № 324 привело к резкому увеличению среднеквадратичного отклонения (δ) в 3 раза. (Табл. 2.). При этом существенно изменились значения параметров, уменьшилось $4\pi M$ (почти в 2 раза), и увеличилось g (на 18%).

Таблица 2. Параметры полученные после увеличения значений поля резонанса на 100 Э на одной частоте, для образца №324

ν (ГГц)	4π M (Γc)	g	K_1/M (\Im)	δ
9,583	3751	1,90	-79,2	43,79

Среднее значение поля резонанса (A_0), зависело практически линейно от частоты в рассматриваемом диапазоне. Положение линии зависит только от значений $4\pi M$ и g. Сравнение вычисленных параметров показывает, что тангенс угла наклона в зависимости $A_0(v)$ более существенным образом влияет на значения $4\pi M$ (отклонение около 30%) (Табл. 3, Рис. 1.). Это подтверждает необходимость использования частотных зависимостей ФМР для одновременного вычисления $4\pi M$ и g. Смещение $A_0(v)$ (увеличение на 1009 по всем точкам поля резонанса) привело к уменьшению g до 5%, а $4\pi M$ увеличилось до 10% (Табл. 3, Рис. 1.)

Таблица 3. Вычисленные значения резонансных констант на примере образца Л 35

	$4\pi M (\Gamma c)$	g	K_1/M (\Im)	K_n/M (\Im)	K_3/M (\Im)	α (град)	δ
изменение tg наклона	3453	2,0	-262,0	0,00	0,00	0	79,59
смещение на 100 Э всех точек	2874	2,1	-266,0	14,08	-7,08	0	79,02

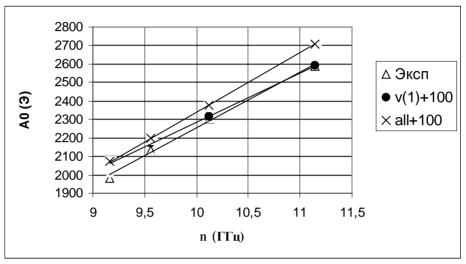


Рис. 1. Частотные зависимости средней величины поля резонанса для экспериментальных и смещенных значений, для образца Л 35.

Видно, что g-фактор менее чувствителен к изменениям, и поэтому малейшая неточность g, будет приводить к существенным погрешностям нахождения $4\pi M$. Это вполне оправдывает применение некоторыми исследователями, табличных значений g при обработке Φ MP.

В табл. 4. приведены рассчитанные значения магнитных параметров для некоторых эпитаксиальных пленок.

Таблица 4. Параметры пленок феррошпинелей рассчитанные методом наименьших квадратов из частотных и ориентационных зависимостей ФМР

Образец	М (Гс)	g	K_1/M (\Im)	K_n/M (\Im)	K_3/M (\Im)	α (град)
324	505	1,61	-73,7	0,0	0,0	0
BH 79	722	1,63	-114,0	2,9	12,1	45
BH 81	130	2,78	-122,1	9,4	10,9	15
BH 89	425	2,03	-82,0	-8,2	-61,9	2
BH 121	341	2,04	-109,6	3,4	0,0	-45
Л 35	242	2,16	-284,2	-14,0	38,8	-12

1. Сидоров А.А. Ферромагнитный резонанс и магнитостатические моды в эпитаксиальных пленках марганцевого феррита. Автореф на соиск. уч. степ. к.ф.-м.н. Куйбышев 1988, 28 с.

ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ, СТРУКТУРА И ФИЗИКО-ХИМИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ

Конаков В. Г., Федоровский Г. Д., Морозов В. А.

Санкт-Петербургский государственный университет, g.fed@pobox.spbu.ru

Разработаны технологии получения перспективных керамик для производства твердых электролитов высокотемпературных сенсоров контроля газообразных сред на основе диоксида циркония, получаемых из наноразмерных порошков прекурсоров, синтезированных с помощью золь-гель метода по методике обратного соосаждения в растворе. При варьировании химического состава исходных солей и их концентрации методом электронной микроскопии установлены средние размеры частиц прекурсоров и их агломерации. При относительно небольших и средних концентрациях средний размер частиц слабо зависит от концентрации. Однако при ее увеличении средний размер частиц резко возрастает. Агломерация порошков также возрастает с концентрацией исходных солей, наблюдается образование сложных тороидальных агломератов. Калориметрический анализ прекурсоров позволил установить температуры фазового перехода. Исследование на рентгеновском дифрактометре показало, что наблюдаемые фазовые переходы соответствуют переходу из аморфного состояния в кубическую флюоритоподобную форму. Установлено влияние воздействия ультразвука на реакционную среду при различной температуре соосаждения, подавляющего агломерацию и существенно уменьшающее средний размер частиц, что значительно повышает качество электролитов. Разработана технология формовки электролитов в виде таблеток из порошков прекурсоров. Проведены метрологические испытания нанокерамических сенсоров. Установлены зависимости паразитной ЭДС датчиков от времени и температуры, зависимости времени отклика сенсоров от температуры и отклонений ЭДС при малом постоянном давлении от Нернстоновской зависимости при различных температурах, а также зависимости электрического сопротивления датчика от температуры. Выявлены оптимальные составы и технологии изготовления сенсоров, обеспечивающие улучшение их эксплуатационных характеристик. Проведено исследование ряда физикомеханических характеристик более крупных, цилиндрических образцов датчиков разного химического состава.. Посредством микроскопа и компьютерного сканера высокого разрешения изучена мезоструктура образцов выявившая их разный дефектный вид с наличием трещин, поверхностных вспучиваний и структурные неоднородности, обусловленных строением и технологией изготовления. Проведен ряд испытаний керамик. Измерены плотности и установлены скорости прохождения продольной волны в керамиках методом электронно-пучкового импульса, по которым, при использовании определенных допущений были установлены модуль продольной упругости Юнга и коэффициент поперечной деформации Пуассона для разных керамик. Измерены микротвердости керамик. Значения модуля Юнга коррелируют со значениями микротвердости. Анализ публикаций по свойствам керамик показал, что керамики СПбГУ превосходят аналоги зарубежных фирм по плотности, размеру элементов структуры и механическим характеристикам.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ ПОЛЫХ ОРГАНОВ

Муслов С. А.

Московский Государственный Медико-Стоматологический Университет smet-m@nm.ru

Для обозначения резиноподобных материалов применяют термин эластомеры. Основные особенности эластомеров — способность к большим обратимым высокоэластичным деформациям, малые значения упругих модулей при растяжении и сжатии и практически постоянный объем при деформации (коэффициент Пуассона $m \approx 0,5$).

Аналогичные механические свойства проявляют кровеносные сосуды, желчевыводящие протоки и другие полые органы живых организмов. Неизменный объём стенки органов при деформации и ортотропность механических свойств позволяет упростить анализ их напряжённо-деформированного состояния. В работе предложена простейшая расчётная схема для определения внутренних напряжений и упругих дифференциальных модулей E_z и E_q полых органов при механических испытаниях инфузионным методом (рис. 1).

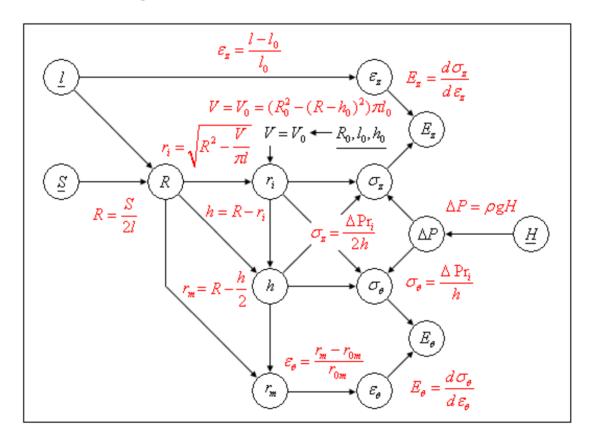


Рис. 1. Условные обозначения: $V=V_0$ — объём стенки сегмента органа, измеренный между специальными метками; R — внешний радиус; l — длина; S — площадь; r_i — внутренний радиус; r_m — среднекольцевой радиус (радиус срединной поверхности); h — толщина стенки; $\mathbf{S}_z, \mathbf{e}_z$ — напряжение и относительная деформация в продольном направлении; $\mathbf{S}_q, \mathbf{e}_q$ — напряжение и относительная деформация в кольцевом (окружном) направлении; \mathbf{r} — плотность, H — высота столба жидкости; ΔP — избыточное внутреннее (трансмуральное) давление. Подчёркнуты величины, определяемые путём прямых измерений.

ОБЗОР МОДЕЛЕЙ, ОПИСЫВАЮЩИХ МЕХАНИЗМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ТЕЛ С ПРЕГРАДОЙ

Кирсанов Р. Г., Кривченко А. Л.*

Самарская государственная сельскохозяйственная академия *Самарский государственный технический университет

В 80-х годах 20 века, при взаимодействии с мишенью разогнанного энергией взрыва потока высокоскоростных дискретных частиц размерами 10–100 мкм, было обнаружено сверхглубокое проникание (СГП) отдельных частиц на глубины более 1000 их диаметров. Хотя существование явления не вызывает сомнений, модели, описывающие это явление, носят весьма противоречивый характер.

Как правило, для объяснения механизма взаимодействия тел (ударников) с мишенью привлекается гидродинамическая теория, в рамках которой мишень рассматривается как несжимаемая жидкость, и значения глубины проникания не превышают десяти диаметров тела. Получаемые значения глубин проникания для одиночных тел хорошо согласуются с экспериментом. Проникание потока частиц на глубину, превосходящую их размер на 2—4 порядка (СГП), противоречит гидродинамике процесса.

Для объяснения механизма СГП было предложено несколько гипотетических моделей, которые с той или иной позиции объясняют физическую картину явления. Одно из направлений рассматривает сверхглубокое проникание частиц за счет развития трещины (Черный Г.Г.) и учитывает фрикционную диссипацию энергии, идущую на нагрев трущихся тел — частицы и мишени. Учитывается кинетика пластической деформации и сколового разрушения (Григорян С.С.). В рамках этого направления можно связать СГП с приблизительным равенством времени расклинивания трещины частицей и времени релаксации материала мишени (Козарезов К.И.). Возможен учет и боковых волн разгрузки (Ададуров Г.А.), вследствие чего возникают разупрочнённые области в виде радиальных трещин.

Особое место занимают модели, в которых ударная волна рассматривается как основной фактор, обуславливающий СГП. Численное моделирование, проведенное в рамках этой концепции, показывает принципиальную возможность "захвата" отдельных частиц фронтом упруго-пластичной волны (Забабахина Е.И.). Возникновение второй ударной волны, вслед за первой, приводит к резкому торможению границы раздела и осуществляет перераспределение кинетической энергии.

Интересны модели СГП, основанные на структурных превращениях в области взаимодействия частицы с мишенью (Ушеренко С.М.), в частности, о связи данного явления со временем незавершенного фазового перехода, а также на реализации локальных давлений при взаимодействии частиц, разгоняемых энергией взрыва, с металлической мишенью. Процесс СГП можно связать с кавитационными процессами (Кривченко А.Л.). Близость изменения структур материала при его ультразвуковой обработке и при нагружении его потоком высокодисперсных частиц явно указывает на корреляцию процессов, связанных с высокочастотными акустическими явлениями.

Таким образом, рассмотрены основные модели СГП дискретных частиц, их недостатки. Показано, что ни одна из них не объясняет всю совокупность явлений сопровождающих сверхглубокое проникание высокоскоростных дискретных частиц. Следовательно, для получения более целостной картины, необходимы дополнительные исследования данного эффекта.

МЕТОДИКА КОМПЬЮТЕРНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Юшин В. Д., Бунова Г. З., Воронин С. В.

CГАУ, Самара, hhg2000@mail.ru

При исследовании конструкционных материалов часто бывает необходимо выяснить влияние различных структурных факторов на их свойства. Сделать это при проведении стандартных испытаний очень трудно, а иногда и невозможно. Компьютерное моделирование позволяет, на наш взгляд, решить эту проблему. Однако для использования компьютерного моделирования необходимо разработать методики построения моделей структуры.

С этой целью предлагается использовать программы, основанные на методе конечных элементов (МКЭ). В данной работе приводятся методики построения конечно-элементных моделей (КЭМ) структурных составляющих материалов. К ним можно отнести форму и размер зерен, поры, трещины, выделение вторичных фаз. Методика включает в себя построение образца, которое заключается в создании геометрии образца, разбиении его на конечные элементы (КЭ), формировании различных групп КЭ, которым задаются физико-механические свойства отдельных структурных составляющих исследуемого материала. Пример построения КЭМ структуры материала представлен на рис. 1.

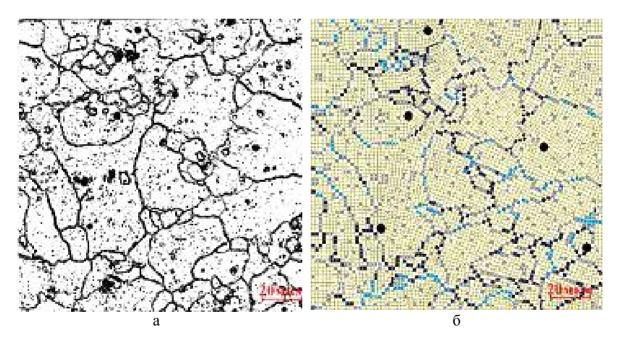


Рис.1. Микроструктура сплава АМг6 а – микроструктура исследуемого сплава; б – КЭМ структуры сплава

Используя построенные КЭМ были проведены исследования распределения напряжений и деформаций в сплаве АМг6 (рис.2).

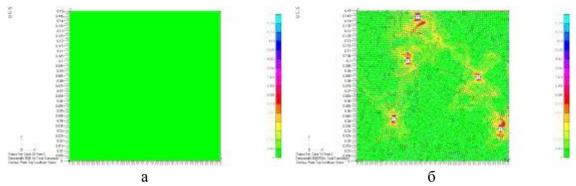


Рис. 2. НДС КЭМ образцов при растяжении после снятия внешней нагрузки (упругая деформация). а – для модели изотропного образца; б – для модели образца с учетом реальной микроструктуры

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СВОБОДНОМ ФЕРРИТЕ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ОТОЖЖЕННОЙ СТАЛИ 65Г ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ

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

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

Облучение импульсными электронными пучками является эффективным способом улучшения эксплутационных характеристик изделия. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выявлена эволюция структурно-фазовых состояний свободного феррита зоны термического влияния отожженной стали 65Г при облучении электронными пучками. Зеренная структура стали данного объема образца практически не реагирует на температурно-силовое воздействие, инициированное электронным пучком. Лишь в отдельных случаях в стыках границ зерен (феррита либо перлита) обнаруживается формирование субзеренной структуры, что возможно указывает на начальные стадии процесса рекристаллизации. Как правило, в этих объемах материала обнаруживаются частицы цементита, фиксирующие границы субзерен.

Установлено, что источником кривизны-кручения кристаллической решетки являются границы зерен. Как правило, в одном зерне феррита фиксируется одновременно несколько изгибных экстинкционных контуров, что указывает на заметное увеличение, по сравнению с исходным состоянием, величины их линейной плотности. средние поперечные размеры контуров, источниками которых являются границы зерен, составляют $h = \sim 100$ нм вблизи границы зерна и $h = \sim 200$ нм – в центре зерна. Следовательно, величина изгиба-кручения кристаллической решетки зерен феррита $\chi = 17 \cdot 10^2$ рад/см вблизи границы зерна и $\chi = 8.5 \cdot 10^2$ рад/см – в центре зерна. Амплитуда дальнодействующих полей напряжений в условиях пластического изгиба-кручения в центре зерна составляет $\sigma_{\tau} = 380$ МПа в центральной области зерна и $\sigma_{\tau} = 547$ МПа – вблизи границы.

В объеме зёрен формируется структура дислокационного хаоса, сетчатая и ячеисто-сетчатая дислокационная субструктуры. Вблизи границ зёрен отмечается формирование субзеренной структуры. Скалярная плотность дислокаций, усредненная по всем типам дислокационной субструктуры составляет $\sim 4 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$. Можно отметить, что формирование вблизи границ зерен субзеренной структуры указывает на наиболее напряженные объемы исследуемого материала.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЫБРАКОВКИ НИЗКОСТОЙКИХ ШАРОШЕК БУРОВЫХ ДОЛОТ

Пугачева Т. М.

Самарский государственный технический университет, Самара, mag@samgtu.ru

При производстве буровых долот для изготовления шарошек с твердосплавным вооружением используют сталь 14ХНЗМА. Эта сталь характеризуется высокой прочностью ($\sigma_B = 1100-1450$ МПа) и вязкостью (КСU =1,1–2,1 МДж/м²), что обеспечивает требуемую работоспособность горнорудных и нефтяных долот. Вместе с тем, в ряде случаев наблюдается резкое падение проходки, связанное с катастрофическим разрушением шарошек.

Целью работы было изучить особенности выбраковки низкостойких шарошек и выявить возможные причины их ускоренного выхода из строя.

Для исследования были отобраны данные по 65 аварийным долотам, шарошки которых подверглись хрупкому разрушению. Шарошки были изготовлены из стали марки 14ХНЗМА, выплавленной на ОАО "Электросталь" (9 долот – 9% шарошек), ОАО "Ижсталь" (21 долото – 27% шарошек), ОАО "ОЭМК" (42 долота – 64% шарошек).

Установлено, что аварийное разрушение свойственно шарошкам любого типоразмера долот диаметром от 124,0 до 250,8 мм при бурении пород разного класса прочности - от мягких до очень крепких.

Наиболее часто возникающие виды хрупких разрушений: трещины и сколы. Трещины бывают четырех типов: осевые, поперечные между зубками, кольцевые вдоль оси шарошек (сколы венца), кольцевые поперечные (сколы вершин). Нередко на одной шарошке возникает 2-3 вида разрушений. Как правило, одновременно возникают продольные трещины и трещины между зубками, причем доля вида разрушения зависит от размера долот. В изученной выборке аварийных долот 20 долот имели шарошки с осевыми трещинами, 19 долот — шарошки с поперечными трещинами между зубками, 12 долот имели сколы части венцов шарошек по донышкам зубков, у 7 долот шарошки были со сколами вершин.

Для выявления причин разрушения шарошек были проанализированы механические свойства и балл неметаллических включений использованных сталей.

Установлено, что все плавки имели повышенный предел прочности 1204-1423 МПа (среднее значение $\sigma_{\rm B}$ по OAO "Электросталь" – 1373 МПа, по OAO "Ижсталь" – 1324 МПа, по OAO "ОЭМК" – 1339 МПа), а также высокую твердость сердцевины шарошки (порядка 40 HRC) и, соответственно, пониженную пластичность, вязкость и трещиностойкость. Кроме того, было выявлено заметно повышенное содержание неметаллических включений. Так, у плавки OAO "ОЭМК" суммарный максимальный балл неметаллических включений составил 10,5, средний балл – 4,6 (по сертификатам усредненный суммарный максимальный балл неметаллических включений за год у стали OAO «ОЭМК» составлял 6 баллов, усредненный средний балл 3,5; по OAO "Ижсталь" суммарный максимальный балл неметаллических включений не превышал 4,4).

Таким образом, возможной причиной повышенной хрупкости и снижения надежности шарошек из стали 14XH3MA была чрезмерная прочность и прокаливаемость металла в сочетании с его высокой загрязненностью неметаллическими включениями.

ВЛИЯНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Кравченко И. Б., Курицын В. Н.

Самарский государственный технический университет, Самара

Эксплуатация деталей, работающих в условиях высоких температур и циклических нагрузок, в значительной степени зависит от физико-механического состояния поверхностного слоя. Перспективными направлениями повышения эксплуатационных характеристик таких деталей являются прогрессивные методы упрочняющей обработки: термопластическое упрочнение (ТПУ) и поверхностное пластическое деформирование микрошариками (ППД МШ).

В работе приведены исследования стабильности деформационного упрочнения и остаточных напряжений в зависимости от температуры и времени эксплуатации, экспериментальные данные по влиянию температурно-временного фактора на физикомеханическое состояние поверхностного слоя. Показано, что на релаксацию остаточных напряжений существенное влияние оказывает температура. Температура изотермического нагрева до 600 °C незначительно сказывается на релаксацию остаточных напряжений в поверхностном слое исследуемого сплава ЖС6ФН после обработки ТПУ и ППД МШ. В интервале температур изотермического нагрева от 900 до 950 °C при выдержке в течение 2 часов происходит резкое снижение сжимающих остаточных напряжений до 70...80 МПа. Интенсивное снижение сжимающих остаточных напряжений наблюдается в течение первых 8 часов нагрева для интервала температур от 600 до 900 °C.

Температурно-временные закономерности изменения указанных параметров позволяют установить максимальные рабочие температуры для конкретных условий, а также определить влияние деформационного упрочнения и остаточных напряжений на эксплуатационные характеристики деталей машин. Эксперименты по влиянию температурно-временных факторов на физико-механическое состояние поверхностного слоя деталей после обработки ТПУ и микрошариками проводились в диапазоне температур, близких к эксплуатационным. Изменение остаточных напряжений в поверхностном слое деталей из сплава ЖС6ФН, обработанных микрошариками и ТПУ, в зависимости от температуры и продолжительности нагрева оценивалось по их максимальным значениям на поверхности.

Образцы с концентраторами испытывались на выносливость в условиях чистого изгиба с вращением. База испытаний $5\cdot 10^6$ циклов.

Результаты исследований показали, что ТПУ приводит к увеличению предела выносливости образцов с концентраторами напряжений на 30...35% при температуре испытаний 750 °C. ППД МШ позволяет увеличить предел выносливости при этой температуре на 24...27% по сравнению с исходными неупрочненными образцами.

Приведены также данные о качественном изменении физико-механического состояния поверхностного слоя в процессе испытаний на выносливость при высоких температурах.

БЕЗЭТАЛОННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК КУБИЧЕСКИХ СТРУКТУР

Ткачёв С. П.

СамГТУ, Самара

Решение многих научных и прикладных проблем физики твёрдого тела требует прецизионного определения размеров элементарных ячеек кристаллических структур. Случайные ошибки, обусловленные квантовой природой рентгеновского излучения, можно уменьшить до требуемого уровня, выбрав соответствующие условия эксперимента: интервал и число шагов сканирования, а также время набора импульсов в каждой точке. Систематические погрешности рентгеновской дифрактометрии возникают из-за несоответствия поверхности образца фокусирующей поверхности, эксцентриситета гониометра, проникновения рентгеновских лучей вглубь образца, вертикальной расходимости лучей, смещения нуля счётчика и т. д. Эти ошибки могут быть исключены аналитически, съёмками с эталоном, графически, методом наименьших квадратов или LRM-методом.

Для кубических сингоний возможно уменьшение систематических погрешностей с использованием K_{α} и K_{β} — отражений [1] от одного и того же семейства атомных плоскостей. Однако погрешность метода пропорциональна межсинглетным расстояниям линий с одинаковыми индексами Миллера, которые определяются длинами волн K_{α} и K_{β} — излучений и не могут быть изменены. Кроме того, K_{β} — отражения в несколько раз слабее линий K_{α} — излучения.

Ниже показана возможность расчета размеров элементарных ячеек кубических структур с помощью монохроматического рентгеновского излучения. В расчётах используются расстояния между любыми линиями дифракционного K_{α} - спектра. Из квадратичной формы для кубической сингонии можно получить

$$d_{1} = \frac{\lambda}{2\sin\delta} \left[\left(\frac{\sqrt{h_{2}^{2} + k_{2}^{2} + l_{2}^{2}}}{\sqrt{h_{1}^{2} + k_{1}^{2} + l_{1}^{2}}} \right)^{2} - \sin^{2}\delta \right]^{\frac{1}{2}} .$$

Злесь:

 d_i – межплоскостное расстояние,

 h_i , k_i , l_i – индексы Миллера,

 δ – угол между используемыми отражениями,

λ – длина волны характеристического излучения.

Размер элементарной ячейки определяется выражением

$$a = d\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad .$$

1. Popovich S. An X-ray Diffraction Method for Lattice Parameter Measurements from Corresponding K_{α} and K_{β} Reflexions. J.Appl.Crust. 1971.v. 4, part.3, p.240-241.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УПРОЧНЕНИЕ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Камашев А. В., Мумбер И. И.

Самарский государственный технический университет, Самара, physics@samgtu.ru

Лазерное воздействие широко используется для упрочнения металлов и сплавов. В данной работе исследовано влияние предварительной поверхностной пластической деформации на степень упрочнения доэвтектоидных сталей 20 и 45 при последующем лазерном воздействии.

Поверхность стальных цилиндрических образцов диаметром 50 мм была предварительно обкатана на токарном станке с помощью специального приспособления. Была подготовлена серия образцов. При этом индентор в виде шарика диаметром 5 мм вдавливался в поверхность образцов с различными нагрузками: 200, 400, 600 и 1000 Н. В процессе обработки образцы вращались с частотой 250 об/мин. Индентор перемещался вдоль образующей цилиндрического образца со скоростью 0,05 мм/об. Степени предварительной поверхностной деформации составили 0,08, 0,12, 0,18 и 0,3%, соответственно. Последующее лазерное воздействие осуществлялось с помощью IAG-лазера ЛТН-103 в непрерывном режиме. Пятно лазерного излучения диаметром 2 мм перемещалось по поверхности цилиндрического образца по образующей со скоростями 0,5 и 1,0 мм/с, плотность мощности порядка 10^5 – 10^6 Вт/см².

После обработки проводились металлографические, дюротометрические, рентгенографические и электронно-микроскопические исследования образцов.

На всех образцах обнаружена зона термического влияния глубиной до 150 мкм и зона механического влияния от предварительной обкатки шариком глубиной порядка 0,5 мм. В приповерхностных слоях выявлена текстура.

Электронно-микроскопические исследования показали наличие большого количества двойников. Обнаружены линзовидные кристаллы мартенсита. Дюротометрические исследования показали, что эффект упрочнения наиболее выражен в стали 45, чем в стали 20.

Обнаружена следующая закономерность: на образцах, не прошедших последующую лазерную обработку при увеличении степени деформации до 0,18% микротвердость возрастает, при дальнейшем увеличении степени деформации твердость несколько снижается, что связано, по-видимому, с перенаклепом и деструкцией материала. Но после последующего лазерного воздействия максимальный эффект упрочнения наблюдается при более высокой степени предварительной деформации - 0,3%, без признаков перенаклепа.

Из вышеизложенного следует, что использование предварительной поверхностной пластической деформации позволяет в более широком диапазоне изменять физикомеханические свойства поверхности при последующей лазерной обработке.

ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ

Опарин В. Б., Соснина М. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, physics@samgtu.ru

Одним из новых методов получения материалов с перспективными свойствами является применение газового разряда в химически активной среде с целью получения металло-полимерных композиций, либо квазикристаллических нанодисперсных материалов. Газовый разряд позволяет создавать широкий спектр композитных материалов — от сплошных пленок до покрытий, состоящих из нанодисперсного порошка. Кроме того, сам порошок может состоять из органических, элементоорганических и неорганических веществ (например, SiO). Возможно получение и комбинированных материалов с различной степенью включения дисперсных частиц в пленку.

Необходимым аспектом при изучении формирования такого рода материалов является исследование взаимосвязи структурных особенностей разряда и механических свойств образующихся пленок, поскольку возникающие внутренние напряжения могут приводить к их разрушению. При формировании пленок на электродах в них возникают сжимающие внутренние напряжения в результате энергетической бомбардировки поверхности ионами из катодного слоя [1-3]. При этом кинетическая энергия ионов может достигать больших величин (~100эВ). При толщине 0,1-1,5 мкм для пленок из тетрафторэтилена и гексафторбензола, а также кремнеорганических веществ удельная упругая сила, действующая в сечении условной пленки толщиной d и шириной 1 м, возрастает линейно с ростом толщины. Это указывает на равномерное распределение напряжений по сечению пленки. Для полимерных пленок, полученных из ТФЭ с ростом плотности тока, упругая сила начинает уменьшаться, что связано с деструкцией полимера – травлением под действием ионной бомбардировки [2, 3]. Для полимерных пленок из ГФБ, а также кремнеорганических веществ, наоборот, рост плотности тока приводит к увеличению напряженного состояния покрытия, несмотря на большое количество включенных в пленку дисперсных частиц. Существенное снижение напряженного состояния можно получить при формировании материалов вне разряда, где отсутствует ионная бомбардировка поверхности. При этом пленки образуются за счет осаждения дисперсного наноразмерного порошка. Дисперсные частицы, образующиеся в разряде, и имеющие широкое распределение по размерам, выносятся из его области конвективными газодинамическими потоками, осаждаются на поверхность, образуя квазикристаллические ненапряженные покрытия.

- 1. Опарин В.Б. Внутренние напряжения в полимерных пленках и структура тлеющего разряда// Известия Тульского государственного университета. Серия физика, вып. 4, 2004, стр.101...108.
- 2. Зынь В.И., Опарин В.Б., Паркин А.А.//Развитие механических напряжений в пленках при газоразрядной полимеризации.// Поверхность. Физика, химия, механика, 1984, № 4, С.66-72
- 3. Зынь В.И., Опарин В.Б, Паркин А.А., Потапов В.К., Тузов Л.С.//Проявление газоразрядного подобия в напряженных пленках, полученных полимеризацией в тлеющем разряде.// Химия высоких энергий, 1984, Т.18, № 5, С.472-475.

ГЛУБИНА И СТРУКТУРА НАРУШЕНИЙ В ПЛАСТИНАХ САПФИРА ОРИЕНТАЦИИ (1012) ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПОВ ОБРАБОТКИ

Аникин А. В., Литвинов Ю. М.*

Московский государственный открытый университет, Москва, Anikin a@rambler.ru,

*3AO "ЭЛМА - Малахит", Москва, Зеленоград

В данной работе осуществлена характеризация приповерхностных повреждений, возникающих в пластинах сапфира ориентации ($10\overline{1}2$) после различных этапов обработки: многопроволочная резка связанным алмазным абразивом (МПР), двустороннее шлифование свободным абразивом карбида бора различной зернистости ДСШ, алмазная полировка пастой АСМ-5/3 (АП), химико-механическое полирование (ХМП).

Для обнаружения, визуализации и определения глубины приповерхностных нарушений применяли следующие методы:

- 1) двукристальную дифрактометрию (ДКД) в отражении $g 02\overline{2}4$ в МоК $_{\alpha}$ излучении ($L_{_{9\kappa cm}}^{pac^{q}} = 3$ мкм, $b_{_{h/2}}^{pac^{q}} = 2,2$ угл.с.); измеряемый параметр полуширина кривой дифракционного отражения (КДО) $b_{h/2}$, характеризующая общую дефектность в пределах толщины информативного слоя, эквивалентного глубине экстинции ($L_{_{2\kappa cr}}$);
- 2) секционную рентгеновскую топографию в отражении $g 02\overline{2}4$ в Мо K_{α} излучении; визуализируемый и измеряемый параметр дальнодействующие поля деформаций и их протяженность ($D_{\pi n \beta}$).

В настоящей работе с помощью модели, представленной в работе [1], были проведены расчеты значений c (эквивалентна пластической составляющей приповерхностных повреждений), b (эквивалентна $D_{\text{дпд}}$) и глубин трещиноватого слоя $(h_{\text{тр}})$ после различных этапов обработки: МПР связанным абразивом, ДСШ свободным абразивом различной зернистости. Данные по механическим свойствам сапфира $(E, H \text{ и } \sigma_{\text{T}})$ для расчета брали из [2].

Результаты расчета и их сравнение с экспериментальными данными для шлифованных пластин приведены в таблице.

Таблица

Вид обработки	C, MKM	$h_{\mathrm{rp.}}$, мкм	b, мкм	$D_{ exttt{дпд}}$ экспер., мкм
МПР связанным абразивом	15,1	3,8	70,0	-
ДСШ B ₄ C M-40	20,5	12,1	95,2	113,3
ДСШ B ₄ C M-20	15,3	4,8	71,3	92,8

Полученные значения хорошо коррелируют с представленной математической моделью [1].

- 1. А.А. Арендаренко и др. Глубина и структура повреждений в пластинах GaP, полученных методом многопроволочной резки. Известия вузов. Электроника. 2005, №2, с. 32-35.
- 2. K. Zeng, C.-h Ghiu. An analysis of load-penetration curves from instrumented indentation. Acta mater. 2001, 49, p.3539-3551.

О КОРРЕЛЯЦИИ СПЕКТРАЛЬНЫХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ПРОЦЕССАМИ ТРЕНИЯ И ИЗНОСА

Криштал М. М., Мерсон Д. Л., Чугунов А. В.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Krishtal@tltsu.ru

Проведены лабораторные испытания образцов на трение и износ по схеме «вращающееся кольцо – неподвижное кольцо с пересекающимися осями». Материал неподвижного кольца – сталь 40Х9С2 с ионным азотированием. Материалы вращающегося кольца – различные варианты чугуна на основе Gh190. С учетом предварительных испытаний на износ выбраны варианты чугуна с существенно отличающейся износостой-костью следующего химического состава: образец «А» - Gh190 с Mn0,82%, Cr0,28%, S0,1%; образец «Б» - Gh190 с Mn1,1%, Cr0,17%, S0,11%.

Смазывание образцов проводили методом однократного окунания в масло, которое в ходе эксперимента вырабатывалось. Эксперимент прекращали при переходе от нормального режима трения к катастрофическому. В ходе испытаний регистрировали сигналы акустической эмиссии (АЭ) и анализировали значения их центральной частоты (частота, соответствующая максимуму спектральной плотности) и энергии.

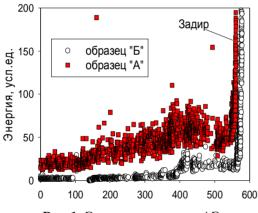


Рис.1. Энергия сигналов АЭ

При выработке масла, из-за интенсификации процессов износа, энергия сигналов АЭ постепенно возрастает, а в момент схватывания и задира происходит ее всплеск (рис. 1). Для менее износостойкого чугуна (образец «Б») в процессе всего эксперимента регистрируются сигналы АЭ со сравнительно низкой энергией, что можно объяснить быстрым ростом площадки фактического контакта, который ведет к значительному уменьшению удельного давления, возникающего в контакте.

Все зарегистрированные сигналы АЭ по положению центральной частоты можно разделить на три диапазона: 65–80 кГц;

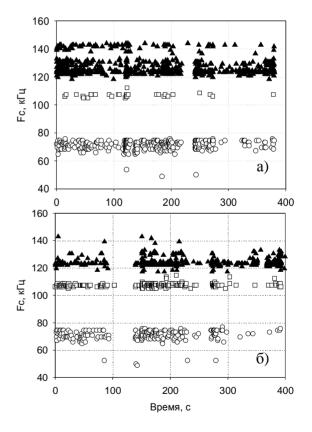


Рис.2. Распределение сигналов АЭ по диапазонам центральной частоты, Fc (о $-65 \div 80$; $\bigcirc -100 \div 115$; $\triangle -120 \div 145$): а) для образцов «А»; б) для образцов «Б»

 $100-115\ \mathrm{k}\Gamma$ ц; $120-145\ \mathrm{k}\Gamma$ ц (рис. 2). Большинство сигналов попадает в верхний (55–65%) и нижний (25-30%) частотные диапазоны. Однако для менее износостойкого чу-

гуна «Б» в сравнении с «А» процент среднечастотных сигналов на 8–10% выше и, главным образом, за счет снижения активности высокочастотных сигналов АЭ.

Предположительно, «переход» сигналов АЭ из высокочастотного диапазона в среднечастотный при понижении износостойкости связан с выходом процессов трения и износа на более высокие масштабные уровни.

КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Маркушев М. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, mvmark@imsp.da.ru

Определение перспектив и области возможного использования ультрамелкозернистых металлов и сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД), является одной из актуальных задач физического материаловедения.

Проведен обзор достигнутого уровня параметров конструкционной прочности при комнатной температуре (в том числе, прочности, пластичности и трещиностойкости) промышленных алюминиевых сплавов большинства систем в массивных заготовках с субмикрокристаллической (СМК) структурой (размер зерна от 0,1 до 1 мкм) после обработок с использованием интенсивной пластической деформации равноканальным и комплексным угловым прессованием. Проанализированы преимущества и недостатки таких сплавов в сравнении с получаемыми серийно.

Показано, что положительный эффект ИПД и СМК структуры на свойства преимущественно отмечается в низколегированных сплавах. К их числу относятся термически неупрочняемые сплавы, для которых обнаружено, что уровень их свойств после обработок с ИПД может быть сопоставим и даже превышать, обнаруживаемый в промышленно получаемых высокопрочных дисперсионно-твердеющих сплавах. Рассмотрены особенности влияния схемы обработки и типа формирующейся СМК структуры на параметры прочности, пластичности и сопротивления зарождению и росту трещин таких сплавов. Обсуждены необходимые условия для получения, как уникальной прочности сплавов, так и баланса их свойств.

Проанализированы причины низкой эффективности ИПД с формированием СМК структуры для улучшения свойств большинства термически упрочняемых сплавов.

Обсуждена природа обнаруженных эффектов углового прессования и СМК структуры на свойства сплавов. Показано, что при анализе многофазных систем, к которым относятся большинство промышленных алюминиевых сплавов, помимо эффектов от измельчения зеренной структуры (эффект Холла-Петча) и неравновесности структуры зерен и границ, необходимо также принимать во внимание изменения их фазового состава, размера и распределения вторых фаз, уровня легированности твердого раствора, кристаллографической текстуры и других факторов, которые имеют место в процессе обработки с ИПД. Эти изменения могут оказать доминирующее влияние на уровень свойств и перекрыть эффекты от измельчения зерен и неравновесной структуры.

ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО И ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ

Митлина Л. А., Виноградова М. Р., Косорлуков И. А., Кривошеева Е. В.

Самарский государственный технический университет, Самара

Микротвердость – одна из физико-химических характеристик материала, которая в простой доступной форме дает информацию о некоторых функциональных свойствах материала. Метод микровдавливания очень чувствителен к изменению химического состава, степени дефектности структуры.

В данной работе в качестве объектов выбраны монокристаллические пленки исходного состава $Mg_xMn_{1-x}Fe_2O_4$ и $Mn_xFe_{3-x}O_4$, толщиной 15-50мкм, полученные на (001) плоскости окиси магния. Микровдавливание осуществлялось на приборе ПМТ-3.

Результаты исследования показали, что при комнатной температуре пластическая деформация под индентором протекает для всех рассмотренных составов, поскольку наблюдаются отпечатки. С увеличением размеров остаточного отпечатка, являющегося локальным концентратором напряжений с ростом нагрузки на индентор происходит зарождение и развитие хрупкого разрушения испытуемого материала в микрообъемах. Интенсивность хрупкого разрушения растет с увеличением концентрации ионов Fe²⁺ (после вакуумного отжига), с ростом марганца в составе, с уменьшением размера блоков.

С ростом нагрузки на индентор увеличивается длина трещин. Однако полного разрушения образца не происходит. Это означает, что развитие трещины в рассматриваемых материалах задержано пластической релаксацией. Скорость распространения трещины $\sim 1,4\cdot 10^3 \text{мc}^{-1}$. Размеры трещины слабо зависят от времени нагружения и практически скачком достигают полного размера от 1мкм до нескольких десятков микрон. Такое поведение трещины характерно для квазихрупкого разрушения.

Отсутствие дислокационной розетки в условиях микроиндентирования при комнатной температуре является общей закономерностью для данного материала, что свидетельствует о малой подвижности дислокаций и низкой релаксационной способности феррошпинелей.

Зависимость микротвердости, микрохрупкости и микропрочности от глубины внедрения индентора носит немонотонный характер. Глубина разупрочненного поверхностного слоя уменьшается при уменьшении размера блоков, с ростом концентрации ${\rm Fe}^{2+}$, с увеличением магния в составе, при изменении типа дислокационной структуры (от хаотического распределения дислокаций к ориентированным скоплениям дислокаций).

Для всех рассматриваемых составов наблюдается анизотропия 1-го рода. Микротвердость выше на 12% при диагонали отпечатка индентора $d \| <100>$. Обнаружено, что форма отпечатков также зависит от ориентации индентора. Отпечатки индентора получаются с выпуклыми сторонами, если диагонали $d \| <100>$ и вогнутыми при $d \| <110>$. Трещины в обоих случаях совпадают с направлением диагоналей отпечатка.

Искажение формы отпечатка связывается с анизотропией упругих модулей, с различной скоростью движения краевых и винтовых дислокаций.

КРИСТАЛЛОГРАФИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ

Фавстов Ю. К.

Самарский государственный технический университет, Самара

Предложена простая и наглядная кристаллографическая модель мартенситного превращения в сталях, которая соответствует сдвиговой схеме Курдюмова и позволяет определить все кристаллографические соотношения решётки аустенита и мартенсита, в том числе соотношения Курдюмова –Закса, Нишиями и Генингрера–Тротио.

Модель основана на использовании орторомбической интерпретации ОЦК и ГЦК решёток.

В приведенной ниже таблице показаны плоскостные соотношения ГЦК и ОЦК решёток, полученные в результате проведенной нами работы.

Таблица Плоскостные соотношения при мартенситном ГЦК - ОЦК превращении

ОЦК – ГЦК	ОЦК – ГЦК	ОЦК - ГЦК
(101) (111) (101) (111) (011) (111) (011) (111) (011) (111) (110) (200) (110) (002) $(002) (020) (200) (202) (020) (202) (020) (220) (112) (220) (112) (220) (112) (022) (211) (311) (211) (113) (211) (113)$	$(121) (31\overline{1})$ $(1\overline{2}1) (1\overline{1}3)$ $(12\overline{1}) (\overline{3}11)$ $(\overline{1}21) (11\overline{3})$ $(013) (\overline{1}31)$ $(013) (\overline{1}31)$ $(031) (\overline{1}31)$ $(03\overline{1}) (\overline{1}31)$ $(103) (131)$ $(103) (131)$ $(301) (313)$ $(30\overline{1}) (\overline{1}33)$ $(130) (\overline{4}02)$ $(\overline{1}30) (\overline{2}04)$ $(310) (402)$ $(3\overline{1}0) (204)$	$(222) (420)$ $(\overline{2}22) (04\overline{2})$ $(2\overline{2}2) (024)$ $(22\overline{2}) (4\overline{2}0)$ $(123) (33\overline{1})$ $(213) (331)$

ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ ПОДЛОЖКИ НА СТРОЕНИЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ ГАЛЬВАНОСТАТИЧЕСКОМ ОСАЖДЕНИИ

Денисова Д. А., Цыбускина И. И., Викарчук А. А.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Vladimir_D@avtograd.ru

В работе [1] было показано, что, варьируя режимы электроосаждения, удается получить восемь видов кристаллов с пятерной симметрией. Нами было установлено, что вид полученных пентагональных кристаллов зависит не только от режимов электроосаждения, но и от типа используемой подложки. Исследовались индифферентные подложки из следующих материалов: дюралюминий, ниобий и нержавеющая сталь. Отдельные кристаллы и конгломераты и покрытия получали из сернокислого электролита меднения в гальваностатическом режиме. Для исследования структуры использовалась сканирующая электронная микроскопия (LEO 1455 VP) и металлография (оптические микроскопы МИМ-7 и Axiotech).

На дюралюминиевой подложке образуется смесь звездчатых многогранников и нитевидных кристаллов (рис 1). Подобрать режимы, при которых формируется преимущественно один вид кристаллов, пока не удалось.



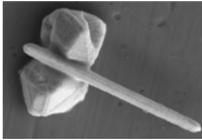
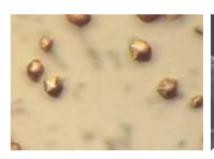


Рис. 1. Микрофотографии и электрономикроскопические картины пентагональных образований на дюралюминии.

При осаждении на ниобий все полученные пентагональные образования имеют сложную многогранную или шарообразную форму (рис. 2). Нитевидные кристаллы с пятерной симметрией на поверхности ниобия не формируются.



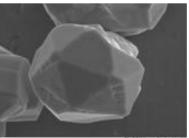


Рис.2. Микрофотографии частиц меди на ниобии (металлографический и сканирующий микроскопы)

Исследование влияния типа подложки на виды пентагональных образований продолжаются. Выясняются причины такого существенного различия в их форме.

Работа выполнена при финансовой поддержке регионального гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований № 05-02-96508

1. Викарчук А.А., Воленко А.П. Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // ФТТ.2005. том 47. С. 339-344.

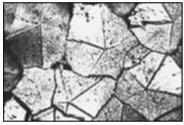
ПОЛУЧЕНИЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ

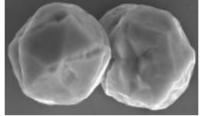
Денисова Д. А., Дорогов М. В., Викарчук А. А.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Vladimir D@avtograd.ru

Частицы с пентагональной симметрией запрещены законами классической кристаллографии [1]. В них нарушен дальний порядок; запрещено трансляционное скольжение дислокаций; четко выражена текстура и, соответственно, анизотропия свойств; для них характерна низкая плотность и высокая твердость. Как следствие, у материалов, состоящих из них, проявляются нехарактерные для обычного металла свойства.

В нашем университете впервые получены разнообразные по форме и размерам пентагональные кристаллы меди [1]. Однако исследования фольг (рис. 1), состоящих из медных пентагональных кристаллов размером до 100-200 мкм, показали незначительное улучшение физико-механических характеристик по сравнению с обычной медной фольгой.





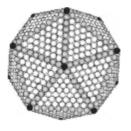


Рис.1. Микрофотография медной Рис. 2. Электрономикроскопическая картина фольги, состоящей из пентагои схема строения пентагональных частиц нальных кристаллов

Это объясняется тем, что кристалл с пятерной симметрией состоит из 5 секторов, разделенных двойниковыми границами (рис.2) и содержит частичную дисклинацию. Внутри каждого сектора кристалл имеет ГЦК-решетку, вдоль двойниковых границ -ГПУ-решетку, в центре кристалла наблюдается икосаэдрическое или декаэдрическое расположение атомов и частичная 7° дисклинация. Нарушение дальнего порядка занимает не более 5 % от общего объема кристалла. Следовательно, физико-механические свойства крупных кристаллов не должны существенно отличаться от ГЦК кристалла. Увеличить влияние пятерной симметрии можно путем уменьшения размера частиц до 10-100 нм, в частности, варьируя время электроосаждения. Сочетание свойств наночастиц с пятерной симметрией будет способствовать появлению уникальных, а иногда аномальных, свойств у новых материалов, как за счет малых размеров и развитой поверхности частиц, так и за счет их некристаллической структуры.

Нами продолжаются работы по получению методом электроосаждения и исследованию свойств пентагональных металлических наночастиц на индифферентных, нетеплопроводящих подложках.

Работа выполнена при поддержке регионального гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований № 05-02-96508.

1. Викарчук А.А., Воленко А.П. Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // ФТТ.2005. том 47. С. 339-344.

ПУТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МЕТАЛЛОВ С ЗАДАННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Тюрьков М. Н., Викарчук А. А., Власенкова Е. Ю.

Тольяттинский государственный университет, fti@tltsu.ru

Одна из важнейших задач, стоящих перед современной наукой – разработка и получение материалов с заданными свойствами. Так как свойства материала определяются структурой, то задача получения новых материалов с заданными свойствами сводится к задаче получения материалов с заданной структурой. Особенно это относится к электроосажденным материалам, так как они являются наиболее перспективными, с экономической точки зрения. К недостатку этого способа можно отнести то, что при электроосаждении формируется неравновесная структура, содержащая практически все известные дефекты кристаллического строения.

В последнее время разработана теория [1], согласно которой конечная структура электролитического осадка формируется уже на начальном этапе электроосаждения металлов. Меняя параметры электролиза, можно получать различные структуры и кристаллические образования: совершенные, дефектные и пентагональные кристаллы, пентагональные наночастицы и трубки. Определяющим параметром при этом являются особенности теплообмена в островках роста, то есть в образованиях размером от 0,01 до 0,1 мкм.

Согласно теории, в процессе роста островка на слаботеплопроводящей подложке в определенном интервале размеров его температура всегда возрастает и может превысить температуру плавления для малых частиц данного материала. Если островок в процессе роста проходит через жидкофазное состояние, то в результате получим совершенные кристаллы. В случае доведения островка до высокотемпературного твердофазного состояния получим кристаллы с пентагональной симметрией. Если в момент достижения островком максимальной температуры произвести закалку, то осадок будет состоять из наночастиц, имеющих некристаллическое строение.

Проведенные исследования показали, что теория хорошо согласуется с экспериментом. В частности, при определенных технологических режимах удалось получить кристаллы и трубки с пентагональной симметрией, а также пленки и фольги, сплошь состоящие из таких кристаллов. Электроосаждение проводилось в гальваностатическом и потенциостатическом режимах с использованием автоматизированной установки с компьютерным управлением. Исследования структуры осадка проводились методом металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Работа выполнена при финансовой поддержке регионального гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований № 05-02-96508.

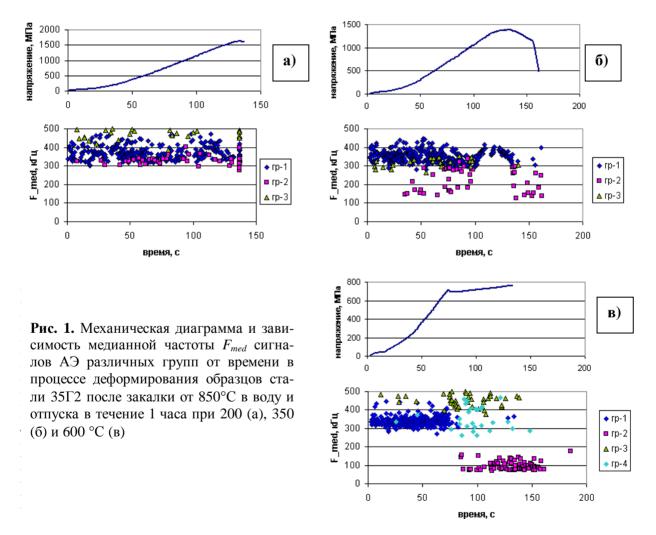
1. Известия РАН. Серия физическая. 2004. – том 68, № 10 – С. 1384 – 1390.

ЭВОЛЮЦИЯ СПЕКТРАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 35Г2 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА

Мерсон Д. Л., Черняева Е. В.

ТГУ, Тольятти, СПбГУ, Санкт-Петербург, lena@smel.math.spbu.ru

В работе [1] было показано, что при деформировании стальных образцов в зависимости от термообработки изменяется характер акустической эмиссии (АЭ) и, в частности, форма кривой спектральной плотности ее сигналов. В настоящей работе был проведен анализ поведения спектральных свойств сигналов АЭ в зависимости от температуры отпуска ($T_{\rm отn}$) образцов стали 35Г2, предварительно закаленных от 850 или 780 °C в воду.



По методике [2] все сигналы АЭ были рассортированы на группы, исходя из принципа подобия формы кривых спектральной плотности. При этом предполагалось, что природа происхождения сигналов АЭ в разных группах различна, но внутри группы едина. Наиболее удобной для графического представления характеристикой спектра является медианная частота F_{med} .

Для обеих температур закалки закономерности поведения АЭ в зависимости от температуры отпуска были практически одинаковы и заключались в следующем (рис.1):

- 1. Для всех температур отпуска в квазиупругой области деформаций большинство зарегистрированных сигналов АЭ относится к одной группе (группа 1), т.е. имеет единую природу.
- 2. При $T_{\text{отп}} = 200$ и 250 °C сигналы АЭ 1-й группы характеризуются относительно большим разбросом между собой по величине F_{med} (рис. 1 a), а их излучение случайным образом распределено по времени (деформации).
- 3. В диапазоне $T_{\text{отп}} = 300 400$ °C, начиная с некоторой деформации (напряжения), излучение сигналов 1-й группы становится скоррелированным, что выражается в колоколообразной зависимости F_{med} от деформации при резком сужении разброса сигналов АЭ по медианной частоте (рис.1 δ). Максимум указанного эффекта наблюдается при $T_{\text{отп}} = 350$ °C.
- 4. При $T_{\text{отп}} > 400$ °C одновременно с началом интенсивной пластической деформации сигналы АЭ 1-й группы прекращаются, но появляются три новые группы сигналов, резко отличающиеся по медианным частотам, причем, с увеличением деформации наблюдается перераспределение сигналов АЭ в сторону понижения F_{med} (рис.1 θ).
- 5. Чем выше температура отпуска, тем больше представительство низкочастотных сигналов АЭ среди всех зарегистрированных.

Поскольку сигналы АЭ 1-й группы наблюдаются только в квазиупругой области, по-видимому, они связаны с микроразрушениями хрупкой фазы, возможно, сульфидов. Обнаруженная скоррелированность акустического излучения для диапазона $T_{\rm orn} = 300-400~^{\circ}{\rm C}$ (в этом же диапазоне температур наблюдается явление необратимой отпускной хрупкости) свидетельствует об упорядоченности процесса развития дефектной структуры.

Разделение сигналов АЭ на несколько групп с сильно отличающимися медианными частотами в условиях увеличения пластической деформации говорит о том, что деформационные процессы протекают на различных масштабных уровнях. Чем больше степень пластической деформации, тем больший масштаб событий и тем ниже медианная частота сигналов акустической эмиссии.

- 1. Мерсон Д.Л., Черняева Е.В. Спектральные характеристики акустической эмиссии трубной стали в зависимости от температуры отпуска. // Деформация и разрушение материалов, 2005. N = 5. C. 24-27.
- 2. Д.Л.Мерсон, А.А.Разуваев, А.Ю.Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия, 2002. № 7. С. 37-46.

ДЕМПФИРУЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ БРОНЗ, РЕКОМЕНДУЕМЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОЛОКОЛОВ

Фавстов Ю. К., Лисовский В. А., Шешунова Е. И.

Самарский государственный технический университет

«Звучащая» колокольная бронза, представляющая собой двойной сплав меди с 21-23% (масс) Sn, известна давно. Технология отливки из неё колоколов хорошо разработана, проверена практикой и фактически не изменилась за последние столетия.

Указанный состав бронзы является оптимальным. Основными недостатками оловянистых бронз является малая пластичность и дефицитность олова.

Задачей нашей работы было исследование демпфирующей способности как основной характеристики колокольных бронз ряда высокопрочных безоловянистых бронз с целью использования для отливки колоколов безоловянистых бронз. Были исследованы высокопрочные бронзы: алюминиевые $\mathrm{БpA13Mu3T}$, кремнистые $\mathrm{БpK5}\mathrm{ЖUC}$, оловянистая $\mathrm{БpO22}$. Все опыты по демпфированию проводились на бронзах, как в литом состоянии, так и после термообработки, состоящей в закалке с последующим искусственным старением. Демпфирующая способность определялась на приборе ИВТ- 1 (конструкция одного из авторов), в которой крутящие колебания находятся в диапазоне амплитуд при относительном угле сдвига $(1-0.01)\cdot10^{-3}$.

Результаты экспериментов показали, что наименьшей демпфирующей способностью обладает бронза Брк6Мц после закалки от $800\,^{\circ}$ С и старения при $450\,^{\circ}$ С в течение 2 часов. Её демпфирующая способность оказалась меньше демпфирующей способности оловянистой бронзы на 25-30%. Кроме этого, кремнистая бронза показала более высокую пластичность ($\delta=6-8\%$), чем оловянистая бронза, которая при испытании на растяжение разрушается при напряжениях, меньше $\sigma_{0.02}$.

На основании проведённых экспериментов нами рекомендуется использовать для изготовления колоколов безоловянистую бронзу БрК6Мц.

ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ ТІ-NІ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Трубицына И. Б. $^{1)}$, Коротицкий А. В. $^{1)}$, Инаекян К. Э. $^{1)}$, Прокошкин С. Д. $^{1)}$, Столяров В. В. $^{2)}$, Хмелевская И. Ю. $^{1)}$, Добаткин С. В. $^{1,3)}$

1) Московский государственный институт стали и сплавов, Москва, 2) Институт машиноведения им. Благонравова, РАН, Москва, 3) Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

Формирование нанокристаллической структуры в сплавах Ті–Nі в результате отжига после холодной прокатки ленты с истинной деформацией e=1,9-1,7 (интенсивная пластическая деформация, ИПД) позволило получить рекордный уровень функциональных свойств: максимальное реактивное напряжение $s_r^{max}=1400\,$ МПа и максимальная полностью обратимая деформация $e_{r,I}^{max}=8\,$ % на сплаве Ti–50,0 %Ni (в то время как полигонизованная субструктура, образовавшаяся в результате традиционной прокатки с e=0,3-0,5 и отжига, дает, соответственно, 1000 МПа и 6,5-7 %, а рекристаллизованная после закалки или отжига – 300 МПа и 2 %). Эти результаты достигнуты в малом сечении (менее 1 мм²). Для перехода к ИПД в более крупных сечениях необходимо повышение технологической пластичности сплавов Ti–Ni. Использование импульсного электрического воздействия способствует сдерживанию процессов зарождения и распространения трещин, хотя физическая природа этого воздействия пока не достаточно ясна. Так, применение электропластической деформации (ЭПД) (воздействие на металл в ходе деформации импульсами тока плотностью более 1000 А/мм²) завименение электропластической деформации (ЭПД) (воздействие на металл в ходе деформации импульсами тока плотностью более 1000 А/мм²) за-

готовок сплава Ti-50,7 % Ni сечением 2×8 мм позволило повысить предельную, накопленную до разрушения, деформацию с e=0,6 при обычной прокатке до e=1,8, что обеспечивает при последующем отжиге формирование совершенной наноструктуры. Этот результат служит залогом резкого повышения механических и функциональных свойств сплавов Ti-Ni с памятью формы.

ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ МАРТЕНСИТА И ДЕФОРМАЦИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ті–Ni

Коротицкий А. В., Гундырев В. М.*, Прокошкин С. Д., Зельдович В. И.*

Московский государственный институт стали и сплавов, *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

Методами рентгеноструктурного анализа исследованы концентрационные и температурные зависимости параметров решетки В19'-мартенсита бинарных сплавов Ті– Ni, а также влияние на эти параметры исходного деформационного состояния аустенита, из которого образуется мартенсит.

Установленная концентрационная зависимость параметров решетки В19'-мартенсита в заэквиатомной области концентраций никеля распространяется, по крайней мере, до 51,2 ат.% никеля.

Температурные зависимости параметров решетки В19'-мартенсита наблюдаются во всем исследованном концентрационном интервале (47,0–51,2 ат.% Ni). При этом в области существования стабильного мартенсита сохраняется соотношение между параметрами решетки для разных сплавов. В температурной области развития обратного мартенситного превращения имеет место усиление температурных зависимостей всех параметров моноклинной ячейки В19'-мартенсита в сторону соответствующих параметров ГЦТ-ячейки аустенита, с которыми они имеют генетическую связь.

Максимальная деформация решетки при мартенситном превращении, приведенная к температуре M_S каждого сплава, и, следовательно, ресурс обратимой деформации, в доэквиатомном и эквиатомном сплавах превышает величину, рассчитанную для заэквиатомных по никелю сплавов.

Показано различие параметров решетки мартенсита, образовавшегося из аустенита, имеющего развитую дислокационную субструктуру, после термомеханической обработки от параметров решетки мартенсита, образовавшегося из рекристаллизованного аустенита. Причем, это различие является общим для сплавов, претерпевающих как одностадийное $B2 \leftrightarrow B19'$, так и двухстадийное $B2 \leftrightarrow B19'$ мартенситное превращение.

МОДЕЛЬ ПОВЕРХНОСТНОГО РОСТА КРИСТАЛЛОВ НА НАЧАЛЬНОМ ЭТАПЕ

Мелешко И. В., Тюрьков М. Н.

Тольяттинский государственный университет iggmel@avtograd.ru

Для систем многих частиц важнейшей характеристикой является функция распределения, в данном случае — это функция распределения зародышей по их размерам. Заметим, что можно выбрать любую, более или менее реалистичную, «затравочную» начальную функцию $f_0(x,0)$. С физической точки зрения, целесообразно разделить начальную стадию кристаллизации на четыре этапа: коалесценция после образования устойчивых зародышей; эволюция плоских зародышей в объемные; равномерный рост зародышей; разделение кластеров по размерам за счет экранирования крупными мелких. Последний этап завершается перекрытием кристаллов, то есть образованием сплошного покрытия — этот процесс достаточно детально рассмотрен в литературе. Рассматривается эволюция плоских зародышей; очевидно, что результаты легко обобщить и на случай объемного зародышеобразования. Задача сформулирована следующим образом: исходя из физических представлений о процессе, найти поведение функции распределения f(x,t) на каждом из указанных выше этапов.

Теория коалесценции, предложенная И.М. Лифшицем, имеет сложную математическую форму. Здесь мы используем простые феноменологические представления, которые приближенно отражают основные черты процесса. На первом этапе происходит рост устойчивых зародышей, который сопровождается уменьшением локального потока частиц. Концентрация неустойчивых зародышей на поверхности подложки уменьшается, что приводит к растворению мелких зародышей в результате диффузии атомов, которая направлена преимущественно от поверхности, в то время как внешний поток частиц к зародышам увеличивает размер последних.

На следующем этапе происходит эволюция от плоских зародышей к объемным. При очень малых размерах зародыши плоские и не имеют четко выраженной кристаллической структуры — здесь главную роль играет адгезия с подложкой, вернее, с дефектами подложки. При увеличении размеров энергетически выгодной становится кристаллическая структура. Этот факт является общепризнанным; в теории обычно принимают форму поверхности кластера в виде полусферы для упрощения расчетов.

Далее происходит равномерный рост зародышей. После образования кластеров их размеры еще малы (порядка 10^{-8} м) по сравнению с расстояниями между ними (порядка 10^{-5} м). На этом этапе они растут независимо друг от друга и выравниваются по размерам. Дисперсия уменьшается, так как относительное увеличение размеров для более крупных кластеров меньше, чем для мелких.

Затем принимается, что при размерах островков роста более 0,1 микрона проявляется экранирование мелких кластеров полем, создаваемым более крупными. Поэтому рост числа кристаллитов со временем означает, что доля более крупных кристаллитов со временем возрастает.

КИНЕТИКА ОБРАЗОВАНИЯ И РОСТА ОСАДКА ПРИ ПОТЕНЦИОСТАТИЧЕСКОМ ОСАЖДЕНИИ МЕДИ

Талалова Е. А., Дорогов М. В., Викарчук А. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, max@tlt.ru

Электроосаждение является одним из эффективных методов получения покрытий с заданными свойствами. В электрохимических процессах реализуются размерные эффекты различной природы. Наиболее выражены данные эффекты для наночастиц.

В последние годы много внимания уделяется изучению начальных стадий электрокристаллизации, т.к. особенности образования зародышей, их роста и срастания в сплошной слой в значительной степени определяют структуру и свойства катодных осадков. Теория процессов нуклеации и роста зародышей в потенциостатическом режиме рассмотрена во многих работах, но, несмотря на это, многие вопросы остаются нерешенными, поскольку количественное описание электрохимических объектов осложняется различными эффектами.

В данной работе рассматривается процесс электроосаждения меди из сернокислого электролита на подложку с низкой адгезией при малых перенапряжениях. Снятие поляризационных кривых проводилось по трехэлектродной схеме при помощи специальной автоматизированной установки и программного обеспечения (Intelligent Potentiostatic Control Версия IPC-Pro 8.53A), позволяющей обеспечить время переходного процесса установления потенциала не более 1 мкс.

Предполагаем, что уравнение I-t кривой имеет следующий общий вид:

$$I(t) = I_n(t) + I_d(t) + I_t(t)$$
,

где $I_n(t)$ — ток, обусловленный нуклеацией (в нашей теории предполагается, что процесс зародышеобразования достаточно быстрый, и поэтому $I_n(t) \sim e^{-t}$); $I_d(t)$ — ток обмена; $I_t(t)$ — тафелевская составляющая тока, в нашем случае (перенапряжение постоянно); $I_t(t)$ = const .

Модельные (1) и экспериментальные (2) потенциостатические кривые представлены на рис. 1.

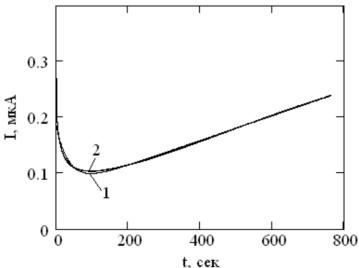


Рис. 1

Коэффициент корреляции составил 0,998, а отклонение эксперимента от теории представлено на рис. 2.

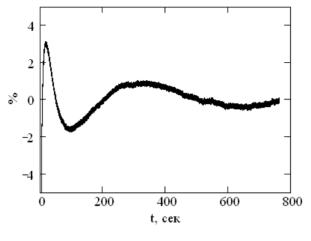


Рис. 2

Видно, что отклонение теории от эксперимента порядка 1÷2%. Это говорит о высокой чувствительности модели. Предложенный метод позволил определить среднюю концентрацию зародышей, динамику их роста, а значит регулировать процесс начального этапа электрокристаллизации в соответствии с требуемыми физикомеханическими свойствами.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИЙ И ДИАГНОСТИКИ СООРУЖЕНИЙ

Елизаров С. В., Алякритский А. Л., Сагайдак А. И.

OOO «ИНТЕРЮНИС», Москва, serg@interunis.ru
НИИЖБ, Москва

Метод акустической эмиссии (АЭ) находит все более широкое применение для диагностики сосудов давления, трубопроводов, деталей машин и механизмов, а также конструкций, выполненных из различных материалов. На рынке появилось новое поколение АЭ систем, позволяющих в реальном масштабе времени производить регистрацию акустических импульсов и решать широкий спектр задач по обработке получаемой информации. По-прежнему, однако, актуальной остается проблема интерпретации информационного содержания регистрируемых параметров сигналов АЭ. В данной работе приводятся результаты исследования ряда параметров и спектров сигналов АЭ, возникающих при испытаниях стальных и железобетонных элементов конструкций. Делаются попытки обобщения экспериментально полученных результатов с целью построения универсальной системы критериев, характеризующих наступление необратимых критических изменений в материале объекта, находящегося под нагрузкой. Излагаются приборно-методические основы построения системы комплексного долговременного мониторинга опасных зданий и сооружений на основе различных методов неразрушающего контроля.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПОЛЯ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ С ЗАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ

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

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, tyalin@mail.ru

В широком круге материалов дислокации обладают электрическим зарядом. Знак и величина его зависят от типа кристалла, наличия примесей, температуры и т. д. При определенных условиях линейная плотность электрического заряда дислокаций может быть достаточно велика и достигать десятых долей элементарного заряда на параметр решетки. В таких материалах скопления дислокаций будут создавать не только упругие, но и электрические поля. В настоящей работе приводятся выражения для напряженностей электрических полей, формируемых при срабатывании дислокационного источника в кристалле с заряженными дислокациями. Отдельно рассмотрены область источника и скопление испущеных им дислокаций.

В области источника формируется плоский заряженный слой, суммарный заряд которого равен и противоположен по знаку заряду дислокаций скопления. Ширина слоя a при этом определяется числом дислокаций и пробегом l, на котором они приобретают максимальный линейный заряд λ . Компоненты напряженности поля для такого слоя могут быть представлены в следующем виде:

$$E_x(z) = \frac{2\lambda}{\varepsilon l} \ln \frac{r_2}{r_1}, \quad E_y(z) = \frac{2\lambda}{\varepsilon l} (\varphi_1 - \varphi_2),$$

где z — точка плоскости в системе координат с центром в середине слоя, r_1 и r_2 — расстояния от точки z до границ слоя, ϕ_1 и ϕ_2 — азимутальные углы векторов r_1 и r_2 , ε — диэлектрическая проницаемость. Таким образом, в окрестности границы слоя имеет место слабая логарифмическая особенность зависимости напряженности поля от расстояния. Высокие значения напряженности поля будут иметь место только для предельных значений λ .

При нахождении электрического поля дислокаций скопления оно описывалось континуально, упругие напряжения источника представлялись полем сверхдислокации с вектором Бюргерса mb, где m – константа, а силой, удерживающей скопление, считалась сила трения. В этом случае для напряженности электрического поля может быть получено следующее выражение:

$$\overline{E}(z) = \frac{2\lambda}{\varepsilon} \frac{m}{\sqrt{l_1 l_2}} \frac{1}{z} \left(z + \sqrt{(l_2 - z)(l_1 - z)} - \sqrt{l_1 l_2} \right),$$

где l_1 и l_2 – границы скопления. Оценки с его помощью показывают, что при умеренных значениях λ напряженность поля у границ скопления может достигать величин, достаточных для инициирования электрического пробоя в окружающей кристалл атмосфере.

При выходе скопления на поверхность кристалла связанный с нею заряд образует плоский слой, подобный слою в центре источника, но максимальная плотность поверхностного заряда для этой ситуации будет в l/b раз больше (b – вектор Бюргерса дислокаций). Это обстоятельство также может приводить к высоким значениям напряженности электрического поля, что следует учитывать при рассмотрении механоэлектрических процессов с участием заряженных дислокаций.

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

АТОМНЫЕ МОДЕЛИ ДИСЛОКАЦИЙ И ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧНОСТИ АМОРФНЫХ И НАНОМАТЕРИАЛОВ

Емалетлинов А. К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, emaletd@mail.ru

Проанализированы атомные модели дислокаций Пайерлса-Набарро и Френкеля-Конторовой. Показано, что модель Пайерлса-Набарро основана на дальнодействующем, упругом взаимодействии, полученном в линейной теории упругости для вектора смещений атомных плоскостей дислокации и поэтому приводит к соответствующему сингулярному интегральному уравнению. В модели Френкеля-Конторовой вектор смещений атомных плоскостей дислокации находится из решения уравнения синус-Гордона, получаемого с помощью гармонической функции межатомного потенциала, и приводит к экспоненциально быстрому затуханию напряжений, принципиально отличающихся от дальнодействующих, упругих напряжений дислокации в линейной теории упругости. Показано, что путем модификации межатомного потенциала можно получить дальнодействующие, упругие напряжения дислокации, зависящие от типа структуры материала.

В молифицированной модели Френкеля-Конторовой с вычисленным межатомным потенциалом исследованы упругие поля напряжений в ангармонической решетке. Для вектора смещений дислокации получено нелинейное уравнение, учитывающее параболические и кубические члены в потенциале межатомного взаимодействия ангармонической решетки, в виде модифицированного уравнения синус-Гордона-Буссинеска. Для получения дислокационных решений использован прямой метод операторов Хироты и асимптотических разложений, позволяющий в ряде случаев получить точные решения. Учет ангармоничности позволил обнаружить качественное отличие в распределении собственных напряжений дислокации от случая упругой бесконечной решетки, которое состоит в том, что напряжения вначале как обычно спадают обратно пропорционально расстоянию, а затем на расстояниях, определяемых коэффициентом ангармоничности, начинают экспоненциально быстро затухать. Качественно новое поведение тензора напряжений приводит к изменению упругой энергии дислокаций, уровня средних напряжений, максимальной плотности дислокаций, критического напряжения срабатывания источников дислокаций, характера спадания напряжений от стенки и др. в гидростатически сжатом кристалле.

Для описания дефектов аморфной структуры предложена модифицированная модель Френкеля–Конторовой с квазипериодическим потенциалом, описывающим аморфную структуру с ближним порядком. Анализ решений динамического уравнения показал, что в таких материалах возможны только движущиеся неустойчивые солитоноподобные дефекты (квазидислокации). Вектор Бюргерса квазидислокаций осциллирует в квазипериодическом атомном потенциале как у дислокаций Сомилианы. Вычисленные напряжения квазидислокаций являются короткодействующими, экспоненциально затухающими, в отличие от решеточных дислокаций. Напряжения квазидислокаций объясняют малый коэффициент упрочнения на кривых деформирования. Малая упругая энергия квазидислокаций объясняет маленькую экспериментальную величину запасенной латентной энергии деформации ~ 4%.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ЛОКАЛЬНЫМ ИСТОЧНИКОМ ЭНЕРГИИ

Емалетдинов А. К., Хамидуллин И. Н.

Уфимский государственный авиационный технический университет, emaletd@mail.ru

Процесс сварки или пайки элементов микроэлектроники, 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, физико-механические свойства сварного соединения и элемента.

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 микротрешин 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 мошность 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. Скорость дислокаций контролировалась термоактивационными механизмами скольжения и переползания. Были заданы граничные условия третьего рода. Проведено численное исследование системы уравнений методом конечных разностей. Построены решения для плотности дислокаций в зависимости от времени и координаты вдоль пластины. Установлено, что при определенных условиях возникают периодические пространственные решения, которые можно интерпретировать как описывающие процесс полигонизации и образования ячеистой структуры. 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 для различных видов распределения дислокаций, полученных при решении системы уравнений.

МОДЕЛИРОВАНИЕ САМООРГАНИЗАЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ СВАРНОЙ ЗОНЫ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Емалетдинов А. К., Хамидуллин И. Н.

Уфимский государственный авиационный технический университет, emaletd@mail.ru

На эксплуатационные свойства элементов микроэлектроники большое влияние оказывает дислокационная структура, возникающая в сварной зоне соединяемых деталей. В процессе эксплуатации элементы подвергаются циклическому изменению температуры. При термоциклическом воздействии в сварной зоне и в слое припоя происходят циклические термоупругопластические деформации. В результате происходит эволюция дислокационной структуры, изменяющая электрофизические свойства элементов, и возникают усталостные трещины, которые определяют долговечность элементов.

Рассмотрена плоская модель деформационного состояния бесконечной пластины, которая подвергается циклическому нагреву локальным источником тепла. Записана полная система уравнений в пластине, 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 плотностью дислокаций и микротрещин. Скорость зарождения дислокаций и микротрещин описывается термофлуктационными источниками, плотность которых пропорциональна плотности дислокаций. Зарождение микротрещин происходит, когда плотность дислокаций превысит критическое значение. Задана начальная плотность дислокаций. Проведено численное исследование системы уравнений. Построены решения для плотности дислокаций и микротрещин в зависимости от времени и координаты вдоль пластины. Проведен анализ влияния параметров циклического изменения температуры и скорости охлаждения торцевой поверхности на плотность дислокаций и микротрещин, зародившихся в пластине. В процессе циклического нагрева и охлаждения плотность дислокаций менялась от заданной начальной вследствие процессов полигонизации, переползания и аннигиляции дислокаций. Уравнение кинетики дислокаций и микротрещин включало следующие слагаемые: плотность термоактивационных источников дислокаций и микротрещин, член, описывающий взаимную аннигиляцию дислокаций в приближении среднего времени аннигиляции, диффузионный член, описывающий неоднородное распределение дислокаций. Скорость дислокаций контролировалась термоактивационными механизмами скольжения и переползания. Были заданы граничные условия третьего рода. Построены решения для плотности дислокаций и микротрещин в зависимости от времени и координаты вдоль пластины. Установлено, что при определенных условиях возникают периодические пространственные решения, описывающие процесс полигонизации и образования ячеистой структуры. Построены фазовые траектории, бифуркационные и фазовые диаграммы типов решений. Получено, что в зависимости от параметров циклического изменения температуры могут возникать различные типы решений: однородные периодические в пространстве и во времени, квазипериодические. Исследовано время образования критической плотности микротрещин и количество циклов изменения температуры, определяющих долговечность пластины.

ТЕРМОДИНАМИКА И СИНЕРГЕТИКА ПЛАСТИЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Емалетлинов А. К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, emaletd@mail.ru

Показано, что для описания диаграммы и особенностей деформации материалов необходимо применять принципы неравновесной термодинамики и синергетики. Записано общее выражение для производства энтропии при упругопластической деформации материалов с различными микромеханизмами, которые являются диссипативными процессами. С позиций неравновесной термодинамики и синергетики наблюдаемые особенности деформации в данном температурно-напряженном интервале связаны со сменой микромеханизма - диссипативного процесса, контролирующего деформацию. Термодинамические условия контролирующего микромеханизма определяются вариационным принципом минимума производства энтропии. Скорость производства энтропии является функций от множества параметров: температуры, напряжений, структуры, фазового состава, и др. Контролирующие в данных условиях микромеханизмы являются самоорганизующимися состояниями, которые зарождаются при превышении критических значений напряжений, температуры и изменяются по механизму кинетического перехода.

Показано, что образование микротрещин представляет собой процесс самоорганизации неравновесной фононной системы деформируемого кристалла и возникновение коллективных мод движения в кинетике фононной системы. Процесс зарождения протекает по типу кинетического перехода и может быть описан в рамках формализма Гинзбурга - Ландау. Образование критических мод представляет зарождение микротрещины. Время зарождения определяется временем накопления упругой энергии в критической фононном пакете до величины собственной упругой энергии микротрещины. Сформулированы силовые и энергетические условия гомогенного зарождения микротрещины. Построена система уравнений кинетики фононов, критической моды. Полученные выражения для времени зарождения, силовых и энергетических условий образования микротрещины обобщают имеющиеся микроскопические оценочные выражения.

Общее термодинамическое соотношение, позволяющее вычислить пластичность, температуру вязко-хрупкого перехода и т.п., показывает, что разрушение наступает, когда скорость производства энтропии благодаря образованию критической микротрещины превысит скорость производства энтропии от других диссипативных деформационных процессов (вакансионных, дислокационных и др.). $P_I^T = dS_p^{(T)}/dt = s_{ij}^* \cdot \Delta e_{ij}^{(T)}/T \leq \sum s_{ij} e_{ij}^{(I)}/T, (l=1,2,...)$. Показано, что общий синергетический подход должен основываться на системе уравнений кинетики вакансий, свободного объема, дислокаций, микротрещин. Появление бифуркации решений кинетических уравнений при критических значениях параметров: напряжений, плотности дефектов, температуры будет определять пластичность материала, температуру вязкохрупкого перехода T_C и другие свойства. Сформулирована полная система уравнений. Проведен анализ устойчивости решений системы стационарных уравнений и численное исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики в пространстве напряжений и температуры. Сделано сопоставление диаграммы проявления микромеханизов деформации с экспериментальной диаграммой пластических свойств материалов. Проведен анализ автоколебательной деформации.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ В ЗОНЕ СВАРНОГО ШВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420T

Смирнов С. В., Антенорова Н. П., Мясникова М. В., Пугачева Н. Б., Экземплярова Е. О.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

Традиционно элементы алюминиевых конструкций, используемых в авиационной промышленности, соединяются клепкой или с помощью резьбовых соединений. Однако в последние годы начали осуществляться проекты использования для этих целей методов сварки. Перспективным способом сварки листовых конструкций из алюминиевых сплавов может быть использование газовых СО2-лазеров, но при этом надо преодолеть трудности, связанные локальностью термического воздействия, высокой теплопроводностью алюминиевых сплавов и быстрым поглощением газов из окружающей среды. Проблема снижения механических свойств может усугубиться изменением базового химического и структурно-фазового состава при расплавлении и кристаллизашии металла в сварочной ванне, а также его изменениями в зоне термического влияния. Целью данной работы было исследование структурных особенностей и распределения нормального модуля упругости в сварном соединении из листов Al-Li сплава 1420T толщиной 1,5 мм. Соединения были изготовлены с помощью СО2-лазера с защитной облувкой гелием. В результате микроструктурных исследований установлено, что сплав содержит включения размерами 0,01...0,03 мм трех разных составов: на основе железа FeAl, циркония – Al₃(Zr,Ti) и кремния – Mg₂Si. В приповерхностной зоне сварного шва обнаружены крупные глобулярные включения размерами 0,1...0,18 мм, состоящие из окислов Fe₂O₃, MgO, SiO₂, Al₂O₃, CaO. В некоторых случаях наблюдали включения неправильной формы таких же размеров, но состоящие из железа. Эти включения, скорее всего, также образуются при сварке в результате коагуляции железосодержащих включений сплава. Кремнийсодержащие включения в процессе лазерной сварки коагулируют или образуют концентрические прослойки. Для определения нормального модуля упругости осуществляли кинетическое микроиндентирование на установке, основным узлом которой являлся микротвердомер ПМТ-3. Суть метода состоит в программируемом приложении усилий к индентору и непрерывной регистрации нагрузки на индентор и глубины его погружения в материал. Определение модуля упругости проводили с помощью методики Оливера-Фарра по начальному наклону кривой «усилие – глубина» на стадии разгрузки. Исследовали поперечное сечение сварного соединения. Модуль упругости определяли с шагом 15-20 мкм по ширине и высоте соединения. Установлено неоднородное распределение модуля упругости, причем минимальное значение модуля наблюдается в середине шва. Для оценки влияния неоднородности на характеристики напряженно-деформированного состояния использовали результаты компьютерного моделирования методом конечных элементов в условиях упругой знакопеременной нагрузки по схеме «растяжение-сжатие». Установлено, что пиковые значения напряжений и деформаций при учете реального распределения модуля упругости в сварном соединении увеличиваются соответственно на 7 и 25%. Это уточнение может быть важно при прогнозировании усталостной долговечности сварного соединения, так как интенсивность накопления поврежденности в этом случае наибольшим образом определяется амплитудными значениями действующих деформаций.

Работа выполнялась в рамках интеграционного проекта между ИМаш УрО РАН и ИТПМ СО РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОЛИЧЕСТВА ЦИКЛОВ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СКОРОСТНУЮ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ТИТАНА ВТ1-0

Коршунов А. И., Ведерникова И. И., Поляков Л. В., Кравченко Т. Н., Коротченкова И. И.

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский Научноисследовательский Институт Экспериментальной Физики», Саров, korshun1@sar.ru

Процесс равноканального углового прессования (РКУП) получил широкое применение как один из методов получения материалов с мелкодисперсным зерном и, как следствие, с уникальными механическими свойствами [1,2]. В работе представлены результаты исследования механических свойств при растяжении титана ВТ1-0, подвергнутого РКУП по маршруту $B_{\rm C}$. Прессованию подвергались заготовки квадратного сечения со стороной квадрата 8 мм.

Испытания на растяжение проводились при статическом нагружении при изменении скорости деформации на три порядка (от 10^{-5} до 10^{-2} с⁻¹). Исследования проводились для материала в исходном состоянии, а также после 1, 4 и 8 проходов. Определялись все стандартные механические характеристики с построением условных и истинных диаграмм деформирования.

Для титана BT1-0 существует скоростная чувствительность всех исследуемых механических характеристик. В исходном состоянии при увеличении скорости наблюдается уменьшение прочностных характеристик и увеличение характеристик пластичности, после 1, 4 и 8 проходов наблюдается увеличение прочностных и уменьшение пластических свойств с увеличением скорости деформации. После 8 прохода скоростная зависимость характеристик прочности и относительного удлинения особо значима в интервале скоростей $10^{-5} \div 10^{-3}$ с⁻¹, где прочность изменяется в 2 раза, а удлинение – в 3 раза.

Для оценки скоростной чувствительности исследуемого материала использовался коэффициент скоростной чувствительности [3]:

$$m = \frac{\lg(\sigma_{i2}/\sigma_{i1})}{\lg(\mathcal{L}/\mathcal{L})},$$

где $\mathbf{4}_2 > \mathbf{4}_1$ – скорости деформации, $\sigma_{i2} > \sigma_{i1}$ – соответствующие этим скоростям истинные напряжения для одной и той же истинной деформации.

Установлено, что для исследуемого материала с увеличением количества циклов РКУП и степени деформации коэффициент скоростной чувствительности возрастает.

- 1. Р.З.Валиев, И.В.Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.:Логос, 2000. 272с.
- 2. Nizovtsev P.N., Smolyakov A.A., Solovyev V.P., Korshunov A.I., Poliakov L.V. Macromodeling of Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) of Tough-Pitch Copper. International conference on novel composite materials "Nanocomposites-2004", Sochi, Russia, September 27-October 01, 2004.
- 3. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.:Металлургия, 1984. 264с.

УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ЭФФЕКТА ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Пудов В. И., Драгошанский Ю. Н., Соболев А. С.

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

Влиянию ТМО на поликристаллические ферромагнитные материалы посвящено немало публикаций. Однако возможности ТМО, условия, формирующие оптимальное проявление эффекта в различных материалах, их механизмы и структурные изменения еще окончательно не изучены.

В качестве образцов использовали изделия, прошедшие полный стандартной цикл термической обработки и отпуск: кольцевые сердечники из пермаллоев 79 HM (T_c = 430 °C, δ = 0,01 мм), 50 HП (T_c = 500 °C, δ = 0,05 мм), аморфный сплав ГМ 501 (T_c = 150 °C, δ = 0,02 мм) в постоянных магнитных полях от 10^3 до 10^4 А/м и t° от 100 до 200 °C и сплавы Fe–70%Ni, Fe–3%Si и Fe_{73.5}Nb₃Cu₁Si_{13.5}B₉ – в переменных полях.

Установлено, что при воздействии поперечного магнитного поля в зависимости от обрабатываемых материалов и подобранных режимов ТМО, можно снизить магнитные потери $P_{\text{уд.}}$ В 1,3–1,9 раза, уменьшить коэрцитивную силу H_c в 1,4–2 раза и увеличить в 1,5–2 раза магнитную проницаемость. Данный эффект проявляется в узком диапазоне температур при определенных величинах времени выдержки и напряженности воздействующего магнитного поля. Он также зависит от размеров и конфигурации обрабатываемых материалов и изделий.

ТМО~ в переменном магнитном поле высокой частоты ($f \sim 80$ кГц [2]) наиболее эффективна для улучшения магнитных свойств магнитомягких сплавов. Она не только создает одноосную вдоль действующего поля дополнительную магнитную анизотропию (как ТМО в постоянном поле), но и снимает стабилизацию магнитных доменов, возникшую при их охлаждении в поле собственной намагниченности. В результате ТМО~ в сплаве Fe–70% Ni коэрцитивная сила H_c уменьшается на 27%, в сплаве Fe–3% Si уменьшаются объем 90°-х доменов и H_c в 2 раза (до 0,55 A/м), по сравнению с материалом, охлажденным без магнитного поля, максимальная магнитная проницаемость увеличивается в 1,5–2 раза (до 52000) и в 4–5 раз (до 850000) – в микрокристаллическом сплаве FeNbCuSiB, а магнитные потери уменьшаются почти вдвое ($P_{0,2/20000}$ – с 9 до 5,5 Вт/кг) [3].

Работа выполнена при финансовой поддержке УрО РАН и РФФИ (проекты № 22~u~05-02-17704).

- 1. Пудов В.И., Соболев А.С. Улучшение магнитных свойств изделий из маг-нитомягких материалов термомагнитной обработкой. Сборник трудов II Братской международной конференции "Магнитные материалы", Иркутск, 2003, с.74-75.
- 2. Драгошанский Ю.Н. Способ термомагнитной обработки магнитомягких материалов. Патент РФ № 2025504. Бюл. 24, 1992.
- 3. Драгошанский Ю.Н., Шулика В.В., Потапов А.П. Усиление магнитной текстуры и функциональные характеристики магнитомягких сплавов на основе железа. ФММ, т. 101, № 6, 2006, с. 560-564.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКОЙ

Пудов В. И., Соболев А. С., Драгошанский Ю. Н.

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

Получение высокопрочных, устойчивых к эксплуатационным воздействиям изделий из инструментальной быстрорежущей стали является одной из важнейших задач современного металловедения. Одно из направлений решения данной задачи связано с термомагнитной обработкой (ТМО) [1].

Применение ТМО в процессе производства сталей не обеспечило получение надежно воспроизводимых и значимых для практики результатов [2]. Это можно объяснить относительно малой по энергии магнитной составляющей в сравнении с энергией основных процессов. Так для магнитного поля с H=10~MA/m его энергетическая составляющая не превышает 1 % от энергии γ – α -перехода, имеющего место при закалке стали, процессов распада мартенсита и образования карбидов, происходящих при отпуске стали [2]. Однако исследования в условиях ТМО изделий, готовых к применению, для которых основные высокоэнергетические процессы завершены, позволили улучшить их физико-механические свойства [1].

В работе приведены результаты ТМО изделий (метчики диаметром 5 мм) из стали Р6М5. Были определены эффективные режимы их обработки (см. табл.) и в производственных условиях было получено повышение их износостойкости, соответственно, примерно в 1,8–2 раза.

Таблица.

Зависимость относительной износостойкости (условные единицы) от режима обработки в продольном магнитном поле H~65 кA/м изделий в виде метчиков M5 (сталь марки P6M5, $t_{\rm orn}$ = 560 °C)

Температура	Время выдержки $\tau_{\scriptscriptstyle B}$, ч.					
выдержки t _в ,°С	0,2	0,5	1	2	4	
500	1,4	1,6	1,5	1,4	1,2	
560*	1,5	1,8*	1,7	1,6	1,3	
600	1,3	1,4	1,3	1,1	0,7	
700	1,1	1,2	0,7	-	-	
560**	-	1,1	-	-	-	

[–] оптимальный режим; ** – контрольный эксперимент в отсутствии воздействующего магнитного поля.

Таким образом, полученные результаты открывают перспективу существенного улучшения физико-механических свойств изделий из быстрорежущей стали P6M5, что имеет непосредственное практическое значение.

Работа выполнена при финансовой поддержке УрО РАН и РФФИ (проекты № 22 и 05-02-17704).

- 1. Пудов В.И., Соболев А.С. Оптимизация физико-механических свойств поликристаллических многокомпонентных ферромагнитных материалов термомагнитной обработкой. Ч. 2. Термомагнитная обработка легированных сталей. Физика и химия обработки материалов, 2004, №5, с.94–97.
- 2. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. М.: Машиностроение, 1987. 256 с.

СПОСОБ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ

Пудов В. И., Соболев А. С.

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

Рассмотрена возможность повышения плотности критического транспортного тока $j_c^{\text{тр}}$ объёмной высокотемпературной сверхпроводящей керамики в условиях ТМО. Исследовались образцы из соединений $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, $HoBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ и Y_2BaCuO_5 , полученные методом твердофазного синтеза из оксидов иттрия, гольмия, меди и карбоната бария с последующим прессованием в штапики размером 20x3x5 мм 2 и обработкой при T=930 °C.

Штапики из соединений $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ и $HoBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ предварительно накислораживались для получения орторомбической модификации. Затем подвергались ТМО в постоянном магнитном поле $H \cong 5 \cdot 10^4$ А/м, вектор которого был направлен вдоль продольной оси образцов и кюветы. Температура обработки 1130-1150 °C соответствовала протеканию процесса перетектического превращения

$$YBa_2Cu_3O_{7-\delta} \Rightarrow Y_2BaCuO_5 + L$$

где L – состав эвтектики.

После двадцатиминутной выдержки температуру понижали до 1050 °C, а затем со скоростью ~ 0,2 °C в минуту образец охлаждали до 950 °C. При температуре 1050–950 °C происходило текстурирование керамики. В дальнейшем ТМО осуществляли в атмосфере технического кислорода вплоть до комнатной температуры. Общая длительность обработки образца составила 36 часов, что вполне доступного для реализации данного технологического процесса на практике.

После охлаждения образец керамики, в целом, сохранял исходную форму. Его рентгенофазовый анализ показал, что он состоит из 70 % орторомбической модификации $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, 20 % соединения Y_2BaCuO_5 и 10 % CuO.

На образце с поперечным сечением $\sim 0{,}014~{\rm cm}^2$ был измерен при 77 К четырех-контактным методом транспортный ток $j^{\rm TP}$. Результат измерения соответствовал примерно 4300 A/см², однако при этом не была достигнута критическая плотность транспортного тока $j_{\rm c}^{\rm TP}$. Микроструктурный анализ образца показал, что внутри кристаллов YBa₂Cu₃O_{7- δ} имеются включения соединения Y₂BaCuO₅, что свидетельствует о перетектическом характере процесса. Выявленная примесная фаза Y₂BaCuO₅ с диаметром частиц менее 0,5 мкм может давать вклад в пиннинг.

Кристаллы соединения $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ имеют тенденцию к расщеплению вдоль плоскости $\{001\}$, которую идентифицируют как пересечение двойниковых плоскостей. Формирующиеся в процессе кристаллизации плоскости $\{001\}$ параллельны направлению роста, то есть перпендикулярны C-оси, и для этого направления была измерена повышенная плотность критического транспортного тока $j^{\text{тр}}$.

Таким образом, сочетание термомагнитной обработки и метода расплавной кристаллизации позволяет получить повышенную плотность критического транспортного тока в объёмной высокотемпературной сверхпроводящей керамике.

1. Pudov V.I., Sobolev A.S. Enhancement of the critical transport current density in a bulk high-temperature superconducting ceramics by means of thermomagnetic treatment. Journal of Superconductivity, 2002, Volumt 15, No. 3, pp. 221-223.

ОСОБЕННОСТЬ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКЕ

Пудов В. И., Соболев А. С., Колосков В. М.

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

В работе рассматривается возможность изменения структурного состояния изделий из инструментальной быстрорежущей стали P6M5K5 за счет их термомагнитной обработки (TMO).

Влиянию ТМО на физико-механические свойства легированных сталей при разных стадиях их технологического цикла термообработки, например, в ходе закалки или отпуска, посвящено значительное количество публикаций [1]. Из которых следует, что применение ТМО не обеспечивает получение надежно воспроизводимых и значимых для практики результатов. В этих условиях нами было обращено внимание на возможность улучшения физико-механических свойств ряда изделий, готовых к применению, то есть подвергнутых полному циклу стандартной термообработки, включая и заключительную стадию – отпуск.

Исследования проводились в диапазоне температур, которые не превышают температуру Кюри быстрорежущей стали P6M5K5, обеспечивают протекание развитых диффузионных процессов и исключают обезуглероживание образцов при их выдержке в условиях постоянной температуры.

Исследовалась образцы: метчики М8 и концевые фрезы диаметром 38 мм.

Были определены эффективные режимы их обработки, определяемые параметрами: $t_s = 560$ °C, $\tau_s = 0.5$ ч и $t_s = 560$ °C, $\tau_s = 1$ ч, и в производственных условиях получено повышение износостойкости метчиков в 2,8 раза, а фрез – в 2 раза.

В результате воздействия ТМО формируется двухструктурное образование. Механизм упрочнения данных изделий связан со следующими процессами: диффузионным перераспределением термодинамически активного углерода и примесей замещения в направлении приложенного магнитного поля; выделением из мартенсита и остаточного аустенита мелкодисперсных вторичных карбидов, которые, преимущественно, располагаются по границам зерен и снижают активность дислокаций, препятствуя их перемещению; появлением двух видов мартенсита.

Механизм повышения пластичности и вязкости изделий в плоскости, перпендикулярной направлению приложенного магнитного поля, связан с дальнейшей сфероидизацией некоторой части карбидных выделений и их частичной коагуляцией.

Таким образом, полученные результаты открывают перспективу существенного улучшения физико-механических свойств изделий из быстрорежущий стали P6M5K5, что имеет непосредственное практическое значение.

- 1. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. М.: Машиностроение, 1987. 256 с.
- 2. Пудов В.И., Соболев А.С. Оптимизация физико-механических свойств поликристаллических многокомпонентных ферромагнитных материалов термомагнитной обработкой. Ч. 2. Термомагнитная обработка легированных сталей. Физика и химия обработки материалов, 2004, №5, с.94–97.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ПРОЦЕСС ПРЕССОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рубаник В. В., Клубович В. В., Рубаник В. В. мл., Шилин А. Д., Платов С. И.

Приведены данные по влиянию ультразвуковых колебаний (УЗК) на процесс прессования неметаллических порошковых материалов. Показано, что применение УЗК повышает плотность образцов до и после спекания, полученных при одинаковых давлениях, улучшает электромеханические характеристики готовых изделий.

При одноосном прессовании порошков в металлических пресс-формах в заготовках возникают значительные упругие напряжения, что приводит к их хрупкому разрушению и деформации при последующем обжиге. Воздействие ультразвуковых колебаний в процессе формирования прессовок позволяет в значительной мере устранить указанный недостаток и получить сегнетоэлектрическую керамику, с улучшенными электромеханическими свойствами [1].

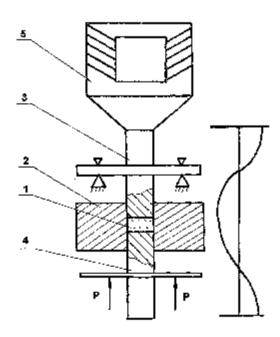


Рис.1. Схема ультразвукового прессования порошков пьезокерамики с наложением УЗК: 1 – порошок; 2 – матрица; 3, 4 – верхний и нижний пуансоны, соответственно; 5 – ультразвуковой генератор

В качестве объекта исследований использовали промышленную пьезокерамику на основе цирконата-титаната свинца в виде стержней с отношением высоты к диаметру 3:1. Образцы диаметром 10 мм прессовали при давлениях от 50 до 250 МПа с наложением УЗК и в обычных условиях. Ультразвуковые колебания частотой 22 кГц в очаг прессования порошка подводили посредством передачи их от магнитострикционного преобразователя через стальной полуволновой волновод (рис.1), который служил пуансоном пресс-формы. Амплитуда УЗК на торце пуансона составляла 12÷15 мкм. Нижний пуансон выполнен в виде четверть- или полуволнового отражателя. Источником ультразвуковых колебаний служил генератор УЗДН-2Т. Матрицу с пуансоном крепили к плите пресса через фланец волновода, выполненный в узле смещений. Усилие прессования сообщали от цилиндра гидравлического пресса через нижний пуансон матрицы. Выполнение нижнего пуансона матрицы в виде полуволнового отражателя обеспечивало возможность непрерывного контроля амплитуды УЗК.

Установлено, что применение УЗК повышает плотность образцов до и после спекания, полученных при одинаковых давлениях. Эта разница особенно значительна при низких (до $10~\text{M}\Pi a$) давлениях и достигает 10-15%. Ультразвуковые колебания способствуют снижению пористости керамики и более равномерному распределению пор по объему. Это обуславливает увеличение диэлектрической проницаемости керамических образцов на 10-15~% по сравнению с образцами, полученными без УЗК при одинаковых значениях давления и температуры. Кроме того, ультразвуковые колебания снижают уровень остаточных механических напряжений в прессовках, что устраняет возникновение трещин при обжиге и повышает выход годной продукции практически до 100~%.

Таким образом, приведенные результаты позволяют сделать вывод о том, что ультразвуковые колебания при прессовании сегнетокерамики способствуют улучшению ее механических и диэлектрических свойств.

1. Артемьев В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. Ультразвук и обработка материалов. Мн.: Экоперспектива, 2003. 355 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ И СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА КОНЦЕНТРАЦИЮ ВОДОРОДА В СТАЛИ 32Г2

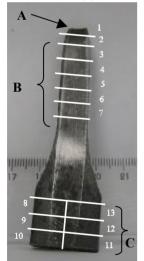
Полянский А. М., Полянский В. А., Мерсон Д. Л., Черняева Е. В.

Санкт-Петербург, Тольятти

Водород, содержащийся внутри металла, оказывает существенное влияние на его механические свойства. Считается, что диффузионно-подвижный (легко связанный) водород определяет прочностные свойства металла, а сильно связанный водород — пластические. С увеличением деформации концентрация водорода изменяется, и это может служить индикатором процесса накопления дефектов и разрушения материала.

Настоящая работа посвящена исследованию зависимости концентрации водорода в металле от термообработки и степени деформации.

Исследования проводили на образцах стали 35Г2, закаленных от 850 °C и отпу-



щенных при 500 и 700 °C. Стандартные плоские образцы подвергали одноосному растяжению до полного разрушения. Концентрацию водорода контролировали в трех областях образцов: А — в области шейки (зона максимальной деформации), С — в области лопаток (минимальная деформация) и В — в области равномерной деформации (рисунок).

Для измерения концентрации водорода был использован прецизионный масс-спектрометрический анализатор водорода AB-1 (метод высокотемпературной вакуум-экстракции) [1], конструкция экстракционного узла и стабильность параметров измерительного тракта которого позволяют разделить водород, экстрагированный из образца, по энергиям связи в металле: I —легко связанный (температура экстрагирования 550 °C) и II — сильно связанный (он экстрагируется при температуре 900 °C)

Результаты измерений механических характеристик и концентраций легко (c_I) и сильно (c_{II}) связанного водорода в исследованных образцах приведены в таблице.

Темпе-	Предел	Предел	Относит.	Зона	c_I ,	c_{II} ,
ратура	текучести,	прочности,	удлинение,		$[\text{н.cm}^3/100\Gamma]$	$[\text{H.cm}^3/100\text{G}]$
отпуска, °С	МПа	МПа	%		_	_
				A	2,9	0,57
500	880	1010	15	В	1,0*	0,2*
				C	1,2*	0,4*
				A	5,0	0,15
700	610	710	26,5	В	1,2*	0,03*
				C	1,1*	0,02*

^{*} Усредненные значения по нескольким образцам.

Основные закономерности заключаются в следующем:

- для обеих температур отпуска концентрация водорода в области шейки в 3-4 раза выше, чем в зоне равномерной деформации;
- если в более высокопрочном состоянии (температура отпуска 500 °C) концентрация водорода c_H составляет 20–25% от c_L то в менее высокопрочном (отпуск при 700 °C) только 2–3%;

Для интерпретации полученных закономерностей требуются дальнейшие исследования.

1. Анализатор Водорода АВ-1. ТУ-14321-001-27480175-02 ООО «НПК Электронные и Пучковые Технологии». Сертификат № 23477-02.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В ПРОЦЕССЕ ИНДЕНТИРОВАНИЯ СТАЛИ 20

Мерсон Д. Л., Черняева Е. В., Мещеряков Д. Е., Дементьев С. И.

ТГУ, Тольятти, merson@infopac.ru СПбГУ, Санкт-Петербург

Одной из перспективных методик оценки состояния металла является сочетание методов индентирования и акустической эмиссии (АЭ). В настоящей работе указанная методика была реализована для изучения связи АЭ с режимами термообработки.

В качестве объекта исследования была выбрана листовая сталь 20 (ГОСТ 1050-88) толщиной 2 мм. Образцы, закаленные от 880 °С в воду и отпущенные в течение 1 часа при температурах отпуска $T_{\rm отп}=200,\,250,\,300,\,350,\,350,\,400$ и 600 °С, были подвергнуты индентированию с постоянной скоростью внедрения алмазного конуса (Роквелл) 0,8 мм/мин до нагрузки 1000 Н. Одновременно в диапазоне частот 50...1000 кГц с помощью широкополосного датчика АЭ при общем усилении системы 10^4 регистрировали энергетические (мощность и огибающую) и спектральные характеристики АЭ. Результаты измерения твердости на твердомере ТН300 приведены в таблице, а примеры зависимости огибающей АЭ от нагрузки на индентор для некоторых образцов — на рисунке.

Таблица

$T_{ m orn}$,°С.	После закалки	200	250	300	350	400	600
Твердость (HRC)	41,6	41,2	37,5	36,0	33,9	30,7	15

Как следует из результатов, приведенных в таблице, твердость с увеличением температуры отпуска закономерно убывает, причем особенно резко после $T_{\text{отп}}$ 400 °C.

Акустическое излучение в процессе внедрения индентора в металл можно условно разделить на три области (см рис.1,в): начальную I (диапазон нагрузок на индентор до 100H), область перехода в состояние текучести II (100-200H) и область высоких нагрузок III (свыше 200H).

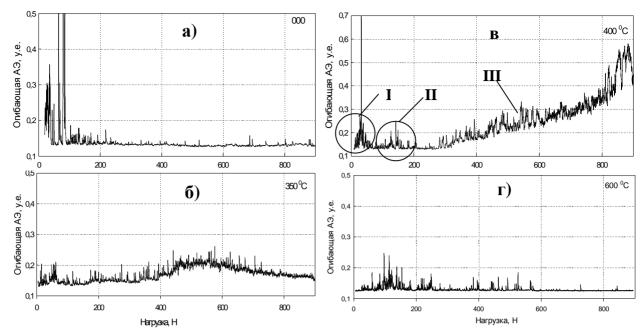


Рис.1. Зависимости огибающей АЭ от нагрузки на индентор для стали 20 в закаленном (а) и отпущенном при температурах: 350 (б), 400 (в) и 600 (г) °C состояниях.

В первой области нагрузок энергия АЭ максимальна для металла в закаленном состоянии (рис.1,а), с увеличением температуры отпуска падает и практически исчезает при $T_{\rm отп}$ 600 °C (рис.1,г). По-видимому, в самом начале нагружения АЭ связана с релаксацией остаточных напряжений в мартенситной структуре и поэтому после полного их снятия при высоких температурах отпуска отсутствует.

Акустическая эмиссия в области нагрузок II предположительно связана с переходом деформаций от упругих к пластическим, поэтому ее энергия, в отличие от области I, наоборот, с ростом $T_{\text{отп}}$ – возрастает и при $T_{\text{отп}}$ 600 °C (рис.1,г) максимальна.

АЭ в области высоких нагрузок (III) проявляется только при средних температурах отпуска (максимальна при $T_{\rm отп}$ 400 °C (рис.1,в) и ее природа пока не ясно. Наиболее вероятно, что она каким-то образом связана с явлением необратимой отпускной хрупкости.

НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ НА МАКРО- И МИКРОУРОВНЯХ

Полетика Т. М., Колосов С. В., Гирсова С. Л., Пшеничников А. П., Нариманова Г. Н.

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

В основе подхода, традиционно используемого при анализе устойчивости пластической деформации до начала падения напряжения перед разрушением, что далеко не соответствует действительности. Многочисленные экспериментальные данные о макролокализации деформации, как обязательной составляющей процесса пластического течения с самого предела текучести, требуют учета этого явления при оценке способности материала к устойчивой пластической деформации даже при формальном выполнении критериев устойчивости.

В настоящей работе исследованы кривые пластического течения, формы макроскопической локализации пластической деформации, а также эволюция дислокационной структуры в очагах локализации деформации при растяжении образцов их технических сплавов циркония (Э110, Э635, ЦК-2), используемых для изготовления твэльных оболочек ядерных реакторов.

Показано, что кривые пластического течения сплавов циркония многостадийны, причем на параболической стадии выделяется ряд участков с последовательно уменьшающимся показателем параболичности. Обнаружена неустойчивость процесса на стадии развитой деформации, которая проявляется во взаимосогласованном колебательном изменении картин распределения активных очагов локализации деформации и типов дислокационных структур в формирующихся очагах локализации деформации вплоть до образования критической структуры, определяющей разрушение материала.

Показано, что развитие локализации пластической деформации сплавов циркония протекает взаимосвязано с эволюцией дислокационной структуры в очагах локализации. При этом в очагах локализации происходит более быстрая смена дислокационных субструктур, чем в окружающем объеме материала. В результате периодического накопления деформации происходит трансформация одного из них в очаг предразрушения, а к концу параболической стадии — в шейку.

Предложена синергетическая модель наблюдаемого процесса, основанная на представлении эволюции локализации пластического течения как предельного цикла, устойчивость которого определяется способностью материала к пластическому формо-изменению.

Установлены закономерности влияния картины локализации деформации и микроструктуры в очагах локализации на технологическую пластичность циркониевых сплавов.

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ

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

¹⁾ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, ²⁾ Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, myshlyae@issp.ac.ru

³⁾ Сургутский государственный университет, Сургут, <u>kev@iff.surgu.ru</u>

В условиях сверхпластичности (СП) исследовано механическое поведение образцов из прутков, претерпевших равноканальное угловое (РКУ) прессование. Установлена стадийность протекания СП течения. Получены зависимости скорости истинной деформации от температуры и истинного напряжения и истинной деформации для стадии деформационного упрочнения и стадии монотонного уменьшения истинного напряжения с ростом истинной деформации. Определены параметры, характеризующие СП течение на этих стадиях: энергии активации, n и m. Показано, условным деформациям сплава отвечают значения около 1900%, и для обеих стадий $n \approx 2$ и $m \approx 0.45$.

Изучена эволюция структуры в условиях СП течения. Получены данные, которые свидетельствуют о внутризёренном скольжении на стадии деформационного упрочнения и о протекании динамической рекристаллизации с участием скольжения по границам зёрен и миграции их границ на стадии монотонного уменьшения истинного напряжения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ: проекты № 04-02-16129, 04-02-97261.

МЕХАНИЗМ ФРИКЦИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТРЕНИИ В СРЕДЕ СМАЗОЧНОГО МАТЕРИАЛА, МОДИФИЦИРОВАННОГО УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ АЛМАЗОГРАФИТОВЫМИ ДОБАВКАМИ

Витязь П. А., Жорник В. И., Кукареко В. А.

Институт механики и надежности машин НАН Беларуси, Минск, Беларусь, zhornik@inmash.bas-net.by

Исследовано влияние исходной структуры элементов пар трения, работающих в среде модифицированного ультрадисперсными алмазографитовыми добавками смазочного материала, на триботехнические характеристики фрикционного сопряжения. В качестве объекта исследования выбрана конструкционная сталь 45, подвергнутая предварительной термической обработке по различным режимам. Исследования триботехнических характеристик проводили при граничном трении с использованием индустриального масла И-20А, для модифицирования которого применяли алмазографитовую шихту, представляющую собой смесь алмаза и графитоподобной фазы со средним размером углеродных кластеров 4–6 нм с содержание алмазной фазы около 50 мас.%.

Показано, что при использовании в качестве элемента пары трения отожженной пластичной стали добавка ультрадисперсного модификатора в смазочный материал способствует ускоренной приработке трибопары, а также приводит к измельчению формирующейся в поверхностных слоях субзеренной структуры до нанокристаллических размеров и увеличивает несущую способность трибосопряжения. В случае высокопрочной закаленной стали, напротив, добавка алмазографитового модификатора в смазочный материал интенсифицирует изнашивание и снижает несущую способность пары трения.

На основании представлений линейной механики разрушения предложена физическая модель фрикционного разрушения материалов пар трения, функционирующих в среде смазочных материалов, модифицированных ультрадисперсными алмазографитными присадками. В предложенной модели шаржированная в поверхность трения наноразмерная жесткая частица алмаза рассматривается как круговой надрез в растянутой пластине, находящийся в зоне действия знакопеременных напряжений.

Исходя из рассчитанных значений критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} , построены критические диаграммы разрушения для случаев закаленной и отожженной стали 45. Показано, что для закаленной стали 45 при напряжении текучести критический размер трещины ($l_c \approx 40$ мкм) примерно в 10^2 раз меньше, чем соответствующий размер трещины для отожженной стали 45, т.е. для закаленной стали период замедленного (докритического) роста микротрещин существенно короче, чем для отожженной стали 45.

Сделано заключение, что присутствие в масле сверхтвердых частиц ультрадисперсных алмазов инициирует зарождение и ускоренное распространение микротрещин в высокопрочных элементах пар трения, характеризующихся пониженной трещиностойкостью. В случае трибопар с пластичными материалами присутствие в смазке ультрадисперсных алмазов приводит к формированию в поверхностном слое контактирующих материалов наноразмерной ячеистой субструктуры, обладающей повышенным сопротивлением зарождению и распространению микротрещин и эффективно поглощающей энергию фрикционного взаимодействия.

Предложены рекомендации по выбору материалов элементов пары трения, работающей в смазочном материале, модифицированном ультрадисперсными алмазографитовыми добавками.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ЖАРОПРОЧНОСТЬ 12%-Й ХРОМИСТОЙ СТАЛИ

Вершинина Т. Н., Иванов М. Б., Колобов Ю. Р., Леонтьева-Смирнова М. В.*

Белгородский государственный университет, Белгород, *ФГУП ВНИИНМ имени А.А.Бочвара, Москва, Vershinina@bsu.edu.ru

Конструкционные материалы ядерных энергетических установок при работе в условиях повышенных температур испытывают значительные механические нагрузки. В связи с этим предъявляются требования высокой жаропрочности материалов. Наиболее перспективной в реакторном материаловедении является сталь типа 16X12B2ФТаР, которая наряду с удовлетворением требования по уровню остаточной γ-активности, обладает высокой жаропрочностью до 700°С [1].

Достижение высокого уровня жаропрочности обеспечивается структурой матричной фазы, составом, распределением, морфологией карбидных, карбонитридных и интерметаллидных образований, состоянием границ зерен и другими структурными особенностями сталей [1,2]. Таким образом, исследование структурно-фазового состояния, кратковременной и длительной жаропрочности стали 16X12B2ФТаР является первоочередной задачей дореакторных испытаний.

Установлено, что после штатной термической обработки формируется субмикрокристаллическая структура ферритной матрицы, сохраняющая морфологию отпущенного пакетного мартенсита закалки. На границах кристаллов мартенсита и внутри них обнаруживаются частицы вторых фаз с размерами от нескольких десятков до сотен нанометров. Это, главным образом, эффективно стабилизирующие структуру матрицы карбиды типа $M_{23}C_6$ глобулярной формы на основе хрома и железа. Результаты исследований угольных реплик с экстракцией частиц свидетельствуют о существовании в структуре высокодисперсных карбидов (карбонитридов) ванадия с размерами частиц 3— 10 нм, стабилизирующих дислокационную субструктуру и вызывающих дисперсионное упрочнение стали.

Формирующаяся структура стали $16X12B2\Phi TaP$ стабильна относительно процессов рекристаллизации вплоть до температур порядка $700\,^{\circ}\text{C}$ и определяет высокую жаропрочность стали на базе 10^4 часов при $650\,^{\circ}\text{C}$. Разрушение стали в процессе длительной ползучести при $650\,^{\circ}\text{C}$ происходило посредством роста и коагуляции пор, зарождающихся в областях расположения зерен δ -феррита и на неметаллических включениях размером выше критического.

- 1. A.G. Ioltukhovskiy, M.V. Leonteva- Smirnova, M.I. Solonin, V.M. Chernov, V.N. Golovanov, V.K. Shamardin, T.M. Bulanova, A.V. Povstyanko, A.E. Fedoseev. Heat resistant reduced activation 12% Cr steel of 16Cr12W2VTaB type advanced structural material for fusion and fast breeder power reactors // Journal of Nuclear Materials.— 2002.—307-311—P. 532-535.
- 2. Ю. Р. Колобов, А.Г. Иолтуховский, М.В. Леонтьева-Смирнова, В.М. Чернов, Е.В. Найденкин, М.Б. Иванов, И.В. Раточка, Т.Н. Ваганова. Зернограничные диффузионно-контролируемые процессы и ползучесть материалов с оцк и гцк кристаллическими решетками. Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. Вып.2 (63). 2004.

АКУСТОУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТЫХ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОЙ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Панченко А. М., Попов Н. Н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский Федеральный Ядерный Центр — Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики» (ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»), Саров usk@astra.vniief.ru

Применение сплавов с памятью формы требует всестороннего исследования их физико-механических характеристик и, в частности, аномального поведения модулей упругости в сплавах на основе никелида титана [1]. Упругие постоянные, или динамические модули упругости, наиболее эффективно могут быть определены в экспериментах по измерению скорости распространения ультразвуковых волн в температурных интервалах фазовых переходов [2].

В данной работе исследовали влияние ударно-волнового нагружения в упругопластической области деформаций на акустоупругие характеристики двух сплавов (модификаций) никелида титана марки ТН1К. Для исследования скорости ультразвуковых волн и коэффициента затухания применялся ультразвуковой импульсный метод. Образцы из никелида титана подвергали ультразвуковому обследованию в исходном состоянии непосредственно после ударно-волновых экспериментов, спустя 1,5 года и спустя 6 лет после проведения испытаний.

Получено, что увеличение интенсивности динамической нагрузки вызывает прогрессирующее и очень значительное увеличение дефекта динамического модуля упругости в температурных интервалах фазовых переходов.

Проведенными исследованиями показано, что конкретный механизм самореализации влияния субмикроскопической поврежденности материала на характер изменения структурных и физических свойств никелида титана в значительной степени зависит от состава сплава, связанного с ним типа фазового перехода и интенсивности динамической нагрузки.

Получено, что сплавы на основе никелида обладают особым структурным механизмом временного накопления энергии деформирования, которая впоследствии может привести к частичной деструкции материала при длительном хранении последнего. Показано, что по величине размягчения макромодулей упругости можно проводить количественную оценку стабильности образующихся в никелиде титана после интенсивной деформации структур.

- 1. Муслов С.А., Хачин В.Н., Сивоха В.П. Предмартенситные аномалии упругих свойств и внутреннее трение в моно и поликристаллах никелида титана. Металлофизика. 1987. Т.9, вып.1. С. 29.
- 2. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. М.: Металлургия. 1987. 189 с.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТОДАМИ ВИБРАЦИОННОЙ ДИАГНОСТИКИ

Шуваев В. Г.

Самарский государственный технический университет, Самара

Среди механических соединений большую группу составляют цилиндрические соединения с натягом, формируемые методами запрессовки и служащие для передачи осевых нагрузок и крутящего момента от одной сопрягаемой детали к другой.

Безотказность и долговечность выполнения требуемых функций соединением определяется рядом эксплуатационных свойств, к которым относятся статическая и усталостная прочность, поверхностная контактная статическая и динамическая прочность, контактная жесткость, прочность посадок и другие. С постоянным ростом точности изделий и ужесточением их выходных параметров необходимо дальнейшее внедрение различных, более совершенных измерительных устройств для объективной оценки качества сборки.

Одним из перспективных направлений сборки является применение дополнительных ультразвуковых колебаний (УЗ) наряду с основным силовым воздействием, что позволяет значительно снизить усилие запрессовки, обеспечить компенсацию несоосностей соединяемых деталей, а также расширить возможности направленного воздействия на формируемые характеристики соединения путем введения дополнительной колебательной энергии в зону контактного взаимодействия деталей.

Основными особенностями, определяющими технологическую перспективность УЗ сборки, являются высокая концентрация энергии, вводимой в зону технологического воздействия, малая инерционность процессов, являющаяся следствием прямого преобразования электрической энергии в энергию технологического воздействия, а также возможность направленной модификации свойств поверхностного слоя, что позволяет на качественно новом уровне решать задачи формирования оптимальных с точки зрения условий эксплуатации свойств поверхностей деталей [1].

Для контроля качества механических соединений используют методы хрупких тензочувствительных покрытий, рентгенографические, оптические и др. Однако наиболее полно задачам оценки показателей динамического качества механических соединений отвечают методы вибрационной диагностики, так как из-за трудностей доступа к контактным поверхностям соединений осуществлять контроль другими известными методами сложно. Возбуждаемые в процессе УЗ сборки дополнительные колебания могут быть использованы в диагностических целях, то есть предлагается объединить ультразвуковую сборку и вибрационную диагностику механических соединений. В этом случае система возбуждения колебаний и формируемое соединение рассматриваются как колебательная система, динамические параметры которой подлежат определению [2].

- 1. Нерубай М.С., Калашников В.В., Штриков Б.Л., Яресько С.И. Физико-технологические методы обработки и сборки. М: Машиностроение-1, 2005.-396 с.
- 2. Шуваев В.Г. Формирование прессовых соединений гарантированного качества при ультразвуковой сборке//Сборка в машиностроении, приборостроении. «Машиностроение», 2004 г. №10. С.28-31.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗНОСА ТЕЛ КАЧЕНИЯ

Штриков Б. Л., Узенгер А. А.

Самарский государственный технический университет, Самара

Износоустойчивость деталей машин, работающих при циклических нагрузках, определяется усталостью материала, вследствие которой происходит разрушение деталей при напряжениях, намного меньших предела упругости. В этом случае срок работы подшипников качения во многом зависят от состояния или степени износа рабочих поверхностей. Износ поверхностей зависит в большей степени от их физических и химических свойств.

Износ при трении качения с относительно небольшим процентом проскальзывания, в конечном счете, определяется микрогеометрическими процессами в поверхностных слоях контактирующих деталей. Сущность возникновения дефектов не может быть установлена, если рассматривать их только с точки зрения возникающих в процессе работы механических и геометрических изменений. Кроме того, необходим также анализ физико-молекулярных и химических превращений в поверхностных слоях металла.

В общем случае износ скользящих или катящихся друг по другу деталей зависит от ряда факторов, среди которых, прежде всего, выделяют твердость, структуру и свойства материалов, а также характер обработки поверхностей. Для этих факторов характерными являются следующие тенденции.

Повышение твердости металла деталей подшипника происходит в результате многократного повторения деформации, что заставляет кристаллы постепенно занимать положение, соответствующее наибольшему сопротивлению пластическим сдвигам.

В структуре поперечного сечения кольца (при анализе от наружной поверхности к внутренним участкам металла), можно выделить следующие зоны: внешний слой металла дорожки качения кольца, полученный в результате окончательной обработки и зона нормального металла со структурой, полученной после термической обработки.

Физико-механические свойства поверхностного слоя зависят от величины контактных напряжений и рабочей температуры, остаточных напряжений, микротвердости, степени пластичности деформации металла в поверхностном слое, что является следствием технологических процессов изготовления деталей, методов и режимов их обработки. Современные компьютеризованные средства моделирования (Ansys, Nastran и др.) позволяют выполнить имитацию достаточно сложных физических процессов.

Системный подход к анализу проблемы, предполагающий наиболее полное описание ситуации с учетом многих влияющих факторов, позволяет выделить, как минимум, два направления ее возможного решения. Первый вариант основан на методике последовательной обработки результатов с использованием нескольких типов программ. При этом в процессе моделирования накапливается ошибка при транспортировании одного измерения в другое. Второй вариант заключается в том, что выбирается главная программа, которая имеет возможность реализации максимального спектра решений задач, а остальные пункты вводятся в аналитическом виде — как звено коррекции. Представленный подход позволил разработать ряд моделей, имитирующих процессы износа контактных поверхностей подшипниковых узлов, и провести на их основе анализ процесса зарождения дефекта.

АНАЛИЗ ПОДХОДОВ К ПРОГНОЗИРОВАНИЮ СОСТОЯНИЯ ОБЪЕКТОВ НА ОСНОВАНИИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ ОРГАНИЗАЦИИ ПРЕВЕНТИВНОЙ ДИАГНОСТИКИ

Штриков Б. Л., Батищева О. М.

Самарский государственный технический университет, Самара

Изменения, происходящие с течением времени в любом объекте и приводящие к потере им работоспособности, связаны с внешними и внутренними энергетическими воздействиями, которым он подвергается во время эксплуатации. Различные виды энергии (механическая, тепловая, химическая и др.), действуя на объект, инициируют в его составных частях процессы, изменяющие свойства или состояния материалов. Эти процессы связаны со сложными физико-химическими явлениями и приводят к деформации, износу и другим видам повреждений. Накопление повреждений, в свою очередь, влечет за собой изменение выходных параметров объекта, что, в конечном счете, приводит к отказу.

Таким образом, очевидны два способа организации превентивной диагностики: по контролю первичных диагностических процессов, происходящих на микроуровне, и анализ вторичных процессов — выходных параметров объектов. Первый вариант используется, например, в неразрушающем контроле прочности изделий, когда момент разрушения рассчитывается на основе экспериментального наблюдения за образованием микротрещин, что возможно, в частности, с помощью регистрации создаваемых при этом упругих волн, излучаемых с поверхности твёрдого тела и улавливаемых специальными пьезодатчиками (метод акустической эмиссии).

При всей его сложности данный подход в настоящее время привлекает внимание специалистов в связи с развитием специального программного обеспечения (ANSYS, Nastran), позволяющего моделировать процессы с учетом большого количества ограничений, а также возможностью задания стохастических воздействий.

Более конструктивным подходом, позволяющим осуществлять мониторинг достаточно сложных технических систем, является контроль вторичных диагностических характеристик, среди которых наибольшее распространение получили виброакустические сигналы. При этом способы формирования диагностических признаков зарождающихся дефектов в основном базируются на выделении потока акустических импульсов, возникающих при попадании локального дефекта в зону контакта взаимодействующих деталей.

Временной сигнал вибрации и его спектр имеет специфические особенности в зависимости от вида возникшего дефекта и степени его развития, что не позволяет корректно использовать традиционные методы спектрального анализа.

Имитационные эксперименты, проведенные с использованием программных комплексов MathCAD и MatLAB, показали перспективность применения в данной ситуации вейвлет-анализа, отображающего диагностический сигнал в виде суперпозицией масштабных преобразований и сдвигов базисного вейвлета с коэффициентами, которые в своей совокупности образуют двумерный массив и соответствующую вейвлетспектрограмму, в которых практически каждая особенность анализируемого сигнала имеет свой, характерный отпечаток.

СБОРКА РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Штриков Б. Л., Шуваев И. В.

Самарский государственный технический университет, Самара Igorshuvaev@yandex.ru

Одним из перспективных направлений повышения эффективности процесса сборки резьбовых соединений является использование ультразвуковых колебаний.

Приложение ультразвуковых колебаний при сжатии и растяжении материалов способствует снижению сопротивления пластической деформации, пределов текучести и прочности. Кроме того, введение ультразвука в зону контакта оказывает существенное влияние на характер фрикционного взаимодействия и на его основные показатели [1]. Интенсивность воздействия ультразвука зависит главным образом от амплитуды ультразвуковых колебаний.

Эффекты воздействия ультразвука способствуют его применению при сборке резьбовых соединений, но необходимо учитывать, что при ультразвуковой сборке с прекращением ультразвукового воздействия условный предел текучести для определенной амплитуды колебаний $\boldsymbol{s}_T^{\ \ \ \ }$ принимает первоначальное значение \boldsymbol{s}_T , и деталь, затянутая до условного предела текучести, может оказаться недозатянутой. Этого можно избежать, используя зависимость эффективности воздействия ультразвука от амплитуды колебаний.

В соответствии разработанным алгоритмом операции наживления, свинчивания и основную фазу затяжки следует проводить при максимальных значениях амплитуды ультразвуковых колебаний. Затем последовательно снижать амплитуду до минимального значения, причем уменьшение амплитуды колебаний производить при изменении знака приращения кругящего момента, соответствующего достижению предела текучести для данной амплитуды ультразвуковых колебаний.

Процесс затяжки необходимо завершать при минимальной амплитуде ультразвуковых колебаний, чтобы не превысить предел текучести материала $s_{\scriptscriptstyle T}$. При прекращении воздействия крутящего момента на собранное соединение необходимо воздействовать ультразвуковыми колебаниями для увеличения фактической площади контактирования поверхностей, приводящего к возрастанию количества очагов возникновения адгезионных связей, что повышает прочность соединения.

Для реализации разработанного алгоритма сборки резьбовых соединений необходимо оперативно определять момент вхождения процесса затяжки в область пластических деформаций и в соответствии с этим изменять параметры ультразвуковых колебаний. Для этой цели контролируется изменение знака приращения крутящего момента.

Целью управления процессом затяжки резьбовых соединений является снижение силовых параметров процесса, что положительно отразится как на проведении операций сборки, так и на качестве формируемого соединения.

1. Нерубай М.С., Калашников В.В., Штриков Б.Л., Яресько С.И. Физико-химические методы обработки и сборки. – М: Машиностроение-1, 2005. – 396 с.: ил.

СПОСОБ ОЦЕНКИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ИЗДЕЛИЙ

Яговкин Н. Г., Ниц А. А., Савельев С. Н.

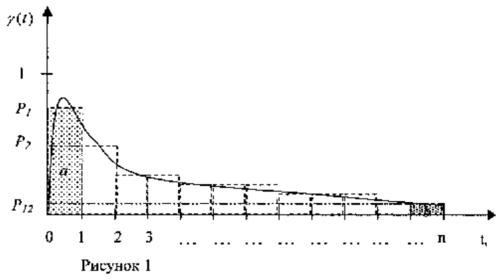
Самарский Государственный Технический Университет, Самара bjd@list.ru

Для прогнозирования объемов выхода из строя изделий необходим найти (оценить) функцию плотности распределения случайной величины $P_0^{\prime 1}$ вероятности выхода из строя изделия за интервал времени $t_1\dots t_2$ с момента изготовления.

Величина $P_n^{\prime 2}$ находится следующим образом:

$$P_{\rm fl}^{\prime 2} = \int_{0}^{r_2} \gamma(t) dt . \tag{1}$$

Оценку функции плотности распределения $\gamma(t)$ на основе обработки статистических данных можно производить путем разбиения временного промежутка на отдельные интервады и рассчитывать, соответственно, значения $\gamma(t_i), i=1...n$ (рисунок I).



Задача оценки функции плотности распределения выхода изделия из строя сводится к нахождению вероятностей P_i , i=1...n. Величину P_i можно оценить следующим образом:

$$P_{i} = \frac{\prod_{i=1}^{T_{2}} K_{i}}{\prod_{i=1}^{T_{2}-i} \Pi_{i}},$$
(2)

где

 $T_{l},\ T_{2}$ — времена, определяющие соответственно начало и конец периода обработки статистических данных,

 $\frac{T^2}{r_1}K_i$ - количество изделий, вышедших из строя в i-й месяц после продажи за период $T_i...T_2$,

 $T_{T_{1}\rightarrow i}^{T_{2}\rightarrow i}H_{i}$ - количество выпущенных изделий за период T_{i} -i... T_{2} -i.

Найденные величины P_i возможно использовать для прогнозирования объемов выхода изделий из строя ремонта и оцепки необходимых объемов его ремонта (определения того, насколько объем произведенного ремонта за определенный период отличается от общей статистики).

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ ПРИ УДАРНОЙ СВАРКЕ В ВАКУУМЕ

Митлина Л.А., Мазанко В.Ф., Герцрикси Д.С., Миронова О.А.

Самарский государственный технический университет, Россия Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАН Украины, Киев, <u>bob@t.kiev.ua</u> Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Россия, <u>dvonorim@mail.ru</u>

Для понимания процессов, происходящих в металлах при импульсных видах сварки давлением, и оптимизации режимов сварки необходимо исследование распределения импульсной деформации в свариваемых элементах и ее взаимосвязи с распределением и подвижностью атомов в зоне шва и околошовной зоне. Теоретический расчет показал, что степень деформации при ударной сварке [1] постепенно уменьшается от верхнего края верхнего образца к нижнему краю нижнего. Та же закономерность имеет место и для экспериментально определенных скоростей миграции и глубин проникновения атомов в верхнем и нижнем образцах. Действительно, как следует из рис. 1 и табл. 1 в верхнем образце глубины проникновения и подвижность атомов выше, чем в нижнем. Причем это справедливо для диффузии в металлах с различной плотностью упаковки и симметрией элементарной ячейки, при повышенных температурах и вообще без нагрева, в широком интервале скоростей деформации. В то же время структура деформированных металлов практически не отличается.

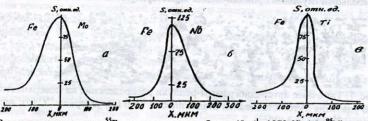


Рис. 1. Распределение железа ⁵⁵Fe в железе и молибдене (5 с⁻¹, 1073 K) (*a*), ⁹⁵Nb в железе и ниобни (25 с⁻¹, 1673 K) (*б*) и ⁴⁴Ti в железе и титане (*в*) и микростуктуры соответствующих неразъемных соединений.

Таблица 1. Влияние положения образца на коэффициенты массопереноса D_M

Fe	-Fe	Fe	-Мо	Fe-	Nb	Fe	-Ti
2	20	1,5,0	10	2	5	2	2.5
12	273	1	473	13	73	12	273
N AUY	William Co.	inga o	$D_M \cdot 10^2$, CM ² /C	3.5		
Fe	Fe	Fe	Мо	Fe	Nb	Fe	TI
55Fe	⁶³ Ni	55Fe	55Fe	95Nb	55Fe	44Ti	55Fe
3,0	1,1	1,9	0,75	81	52	6,4	4,5
0,58	0,27	0,47	0,14	17	13	1,5	1,2
	Fe 55Fe 3,0	⁵⁵ Fe ⁶³ Ni 3,0 1,1	20 1273 14 Fe Fe Fe 35Fe 63Ni 55Fe 3,0 1,1 1,9	$ \begin{array}{c ccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	$\begin{array}{c ccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	$\begin{array}{c ccccccccccccccccccccccccccccccccccc$	$ \begin{array}{c ccccccccccccccccccccccccccccccccccc$

Таким образом, подвижность атомов в верхнем образце превышает таковую в нижнем, в связи с чем при сварке разнородных металлов более тугоплавкий свариваемый элемент необходимо помещать в верхнее положение.

 А.с. 404508 СССР, МКИ В 23 К 20/00. Способ сварки давлением / А.И.Игнатенко, Г.К.Харченко. Опубл. 14.12.73. Бюл. 44.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ СО СТАЛЯМИ В УСЛОВИЯХ СКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Мазанко В.Ф., Штеренберг А.М., Герцрикен Д.С., Миронова Т.В.

Самарский государственный технический университет, Россия Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАН Украины, Киев, <u>bob@t.kiev.ua</u> Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Россия

С помощью радиоактивных изотопов, находящихся перед деформацией на поверхности стали или введенных в сталь в плавке, изучены особенности фазообразования при взаимодействии различных элементов с ниобием. Из рассмотрения представленных на рис. І авторадиограмм следует, что ниобий и углерод образуют карбиды в примерно одинаковом количестве и одной морфологии, т. е. оба элемента участвуют в создании одних и тех же карбидов. Атомы железа частично создают свои карбиды, частично встраиваются в карбиды ниобия. Что касается атомов никеля, не склонных к карбидообразованию, то для них характерно равномерное распределение в ниобии, повидимому, в качестве твердого раствора замещения никеля в ниобии или сложного раствора железа, никеля и углерода в ниобии. С удалением от поверхности (ниже слоя карбидов) атомы углерода ¹⁴С практически не фиксируются, а атомы исследуемых металлов располагаются равномерно по плоскости, параллельной поверхности, причем наибольшей глубиной проникновения характеризуются атомы Ni.

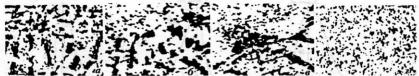


Рис. 1. Типичные авторадиограммы-реплики распределения на поверхности ниобия после удаления путем стачивания стали: ниобия 95 Nb (a), углерода 14 C (δ), железа 55 Fe (a), никеля 63 Ni (a), х 3400.

При взаимодействии стали Ст. 3, меченой по углероду, с молибденом при деформации со скоростью $25 \, {\rm c}^{-1}$ содержание углерода в твердом растворе железа в молибдене составляет $\sim 1 \, \%$ от того количества углерода, которое находится в карбидной фазе ${\rm Mo}_2{\rm C}$. Распределение углерода и железа в молибдене, как и в ниобии, носит различный



Рис. 2. Распределение на поверхности Мо атомов 14 С (*a*) и 55 Fe (*б*).

характер (рис. 2). Разным является и их количество. Железо преимущественно находится в твердом растворе, однако присутствует и некоторая доля карбидов Fe_3C . Возможно, часть атомов железа содержится в Mo_2C . Что же касается карбида MoC, то, в лучшем случае, можно говорит о следах присутствия данной фазы. Однако с удалением от поверхности концентрация углерода резко падает, в то время как глубина проникновения атомов железа прости-

рается еще на ~ 100 мкм. Отметим, что и при ударной сварке (~ 100 с⁻¹) в зоне контакта малоуглеродистой стали с титаном кроме твердых растворов титана в железе и железа в титане возникает слой карбидов титана, толщина которого зависит от температуры нагружения.

Следовательно, в отличие от взаимодействия металлов, когда наблюдается только взаимная растворимость, атомы углерода образуют также фазы внедрения.

ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ АТОМОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Миронов В.М., Миронов Д.В.

Самарская государственная сельскохозяйственная академия, пос. Усть-Кинельский, Россия, <u>dvonorim@mail.ru</u>

Известно, что под действием магнитного поля миграция атомов в металлах происходит более сложным образом по сравнению с диффузией только при термическом воздействии и зависит как от величины и характера магнитного поля, так и магнитных характеристик диффундирующих материалов. Для понимания механизмов диффузии в присутствии ПМП необходимо изучение распределения проникающих атомов по объему и дефектов кристаллической структуры и установление возможной взаимосвязи между магнитными характеристиками и подвижностью проникающих атомов.

Эксперименты проводили с помощью диамагнитных (Cu), ферромагнитных (Ni, Fe) и парамагнитных (Ti, Al) атомов на железе, находящемся в α -фазе, на которое электролитически наносили слои (0,5–2 мкм) меди, никеля, в том числе и р/а изотопов 63 Ni, железа 55 Fe или титана 44 Ti, а также стабильный или радиоактивный алюминий 26 Al путем прижима к полированной поверхности образца тонко раскатанных фольг (<

5 мкм). Отжиги проводили ПМП с $H \sim 400$ кА/м.

Рассмотрим какие отличия может вносить магнитное поле в распределение атомов при термически активируемой диффузии. Для атомов меди форма концентрационного и глубина проникновения не изменяются при наложении ПМП. При диффузии атомов алюминия. как стабильного, так и радиоактивного изотопа ²⁶Al в ОЦК-железо происходит ускорение подвижности атомов, а при использовании ферромагнитного диффузанта атомов никеля ⁶³Ni в ферромагнитной же матрице наблюдается замедление переноса вещества. Однако в обоих случаях наблюдается экспоненциальный характер концентрационных профилей. Аналогичным образом происходит ускорение диффузии атомов титана 44Ті и замедление собственных атомов 55 Fe в lpha -железе. При этом концентрационные профили также описываются зависимостью $C = C_0 \cdot \exp(-\alpha X^2)$, и отличаются только глубинами проникновения для атомов титана величины X составляют 20 и 32 мкм, железа - 37 и 22 мкм. соответственно. для отжига в изотермических условиях и при наложении ПМП. Авторадиографический анализ диффузионной зоны показывает, что при действии постоянного магнитного поля. независимо от ускорения или замедления переноса вещества. сохраняется зернограничный механизм миграции атомов. Определение диффузионной ширины границы показало, что она в обоих случаях достигает одинаковой величины. Так, в плоскостях, лежащих на глубинах ~20 и 30 мкм, соответственно, для образцов с полем и без поля, ширина составляет около 4 - 4.5 мкм, а различие между граничным и объемным потоками атомов также является одинаковым и доходит до 90 %.

Следовательно, наложение постоянного магнитного поля на находящийся при повышенных температурах ферромагнетик изменяет глубину проникновения атомов как пара-, так и ферромагнитных металлов, но при этом не вносит изменений в распределение атомов даже на микроуровне и также характеризуется зернограничным механизмом диффузии.

gorn phermond, has househildedeen that the little

ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В УСЛОВИЯХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАШЕНИЙ

Миронов В.М., Коваль Ю.Н., Герцрикен Д.С., Алексеева В.В.

Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Россия Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, <u>bob@l.kiev.ua</u>

При использовании объемного эффекта в сплавах системы Fe-Ni, обладающих низкотемературным мартенситным превращением со взрывной кинетикой, в качестве источника импульсных деформаций, также происходит ускорение проникновения атомов. Причем это имеет место как в самом мартенситном кристалле, претерпевающем только мартенситное превращение или совместное действие превращения и импульсной деформации, так и в примыкающих к этому кристаллу частях П-образной оправки, изготовленной из железа, никеля или тех же железоникелевых сплавов, но в другой модификации, т. е. в материале, подвергнутом только импульсной леформации. Так при проникновении атомов углерода в железо (материал оправки) из цементованого слоя, находящегося с железом в контакте, в нем образуются твердый раствор с содержанием 0,9 % (a = 0,2853 нм, c = 0,2857 нм) и цементит в незначительном количестве (T = 233 K). При $\gamma \to \alpha$ превращении в сплаве Fe-30% Ni (без деформации) углерод из тонкого (~ 1-2 мкм) слоя цементованного слоя, полученного бомбардировкой в среде метана, проникает на глубину до 20 мкм и растворяется в α -фазе сплава (ОЦК) до 0,95 % ($\Delta a = 3.10^{-3}$ нм) и в остаточном аустените. т.е. одновременно происходят образование мартенсита и растворение в нем атомов углерода. Карбидные фазы также присутствуют в диффузионной зоне, примерно до глубины 10 мкм. При одновременном действии мартенситных превращений и импульсной деформации количество превратившегося сплава возрастает на 15 % и составляет 95 %, и увеличивается содержание углерода в ОЦК-решетке сплава до 1.1%. На межфазных границах возникают карбиды железа разного размера (рис. 1 а, б). С понижением температуры превращения до 185 К уменьшается как подвижность атомов углерода (и атомов металлов тоже), так и количество карбидов в диффузионной зоне (рис. 1 в) и концентрация углерода в твердом растворе. Превращение и превращение, сопровождающееся деформации, при 93 К увеличивают подвижность атомов, при этом растет концентрация растворенного углерода до 1,5 %, но карбиды не выявляются.







Рис. 1. Образование карбидных фаз на границе между мартенситом и остаточным аустанитом в процессе сопровождающегося импульсной пластической деформацией $\gamma \to \alpha$ превращения в сплавах Fe-30% Ni и Fe-31% Ni (a, δ) , a – авторадиограммареплика, х 4800; δ , a – ПЭМ, х 32000.

Следовательно, при криогенных температурах, в отличие от образования твердого раствора, для возникновения фаз внедрения существует некий температурный порог, ниже которого невозможно образование химических соединений.

Н И почет Именной указатель

	Имен	ной указатель	List responsementing I
		33-34, 17-17, 171, 170	I posson B.E.
OFF OF RESTREE	O OL social	· Maria Santa C G	A.A. Esoscoq I
Абдуллин М.	180 A C SAUDENIN	Бутягин А.А.	241 D.A. noutsen
Абрамов В.Я.	212 A Happisoneck	Бучельников В.Д.	133 a.f. moganing I
Акифьев В.А.	69	Быков П.В.	66
Александров И.В.	117, 165	Быков Р.Н.	170
Александрова Н.М.	212		M.II, assis, (1
Алексеева В.В.	268	Валиев Р.З.	8,30, 76, 119, 154, 165
Алеутдинова М.И.	123 A.O movisonax	Валюженич М.К.	155 Laboratoria
Алешина Е.А.	Kawatura A.B. 27	Варюхин В.Н.	68, 87, 157, 158
Алякритский А.Л.	240	Васильев А.Д.	105
Амосов А.П.	104, 192, 200	Васильев Л.С.	106, 107
Ананьева Е.А.	121 M. Largue M.	Ведерникова И.И.	204, 247
Андреева Е.А.	199 A. H. Harrystell	Вержаковская М.А.	151 A.A stonesoft
Аникин А.В.	226	Вершинина Т.Н.	258
Антенорова Н.П.	169, 246	Веттегрень В.И.	208
Артемьев И.В.	85 LR Hasteringell	Викарчук А.А.	179, 231-233, 239
Арутюнян Р.А.	11 Lit course 8	Вильданова Н.Ф.	81 A 4 agostos:
Астанин В.В.	83 A O amen 2	Виноградова М.Р.	229
Ахметсагиров С.М.	104, 200, 201	Витязь П.А.	257 8 3 8 8 8 8 8 8 8 8 8 8 8 8 8 8 8 8 8
Ахунова А.Х.	163	Владимиров А.П.	150 A:O cuttescroft
521		Власенкова Е.Ю.	233
Багаутдинов А.Я.	33 Of B Katerona N	Возняк Ю.В.	154 A.H subard
Бакач Г.П.	77 A.Thenestes X	Волкова Г.К.	54
Балдохин Ю.В.	99	Волкова И.Б.	62
Баранов М.А.	62 A H decision 3	Волынцев А.Б.	Ayazpen E.O. 16
Барынкин В.Е.	185, 187	Воробьев С.В.	34 A Hassing (A
Батищева О.М.	262	Воронин С.В.	219 6 A service all
Бахрушин В.Е.	139-141	Воронова Л.М.	42
Баянкин В.Я.	62, 66	Выбойшик Л.М.	189
Безногих В.Д.	196	Выбойщик М.А.	27, 28, 69, 170
Бейгельзимер Я.Е.	111 Stormen	Вьюненко Ю.Н.	85 A domestic text
Белов Д.И.	146	Dalotte and Total	Entheren N.A.
Белоусов Н.Н.	94	Галашев А.Е.	109
Белошенко В.А.	154	Галенко С.В.	139
Белошов О.Н.	103 A A dorsen	Галицын В.П.	60
Беляев С.П.	161 1.Ch nothinn i	Гальцев А.В.	12 E. A tentered X
	163	Гальчин С.Н.	- 146, 147
Departition Direct	164	Ганеев А.В.	165 H.A. acous XX
Бердин В.К.	9, 19, 197	Гапонцев В.Л.	92, 144
Бертяев Б.И.		Гаркушин Г.В.	75 H.
Беспалова И.В.		Герцрикен Д.С.	265, 266, 268
Бетехтин В.И.	-, .		66
Битютская Л.А.		Гильмутдинов Ф.3.	20
Бичуров В.Г.	201	Гиляров В.Л.	
Бичуров Г.В.	104, 192, 200	Гирсова Н.В.	77, 79
Богатиков Е.В.	135	Гирсова С.Л.	The second secon
Богданова Т.П.	150	Гладковский С.В.	150 10, 17
Болдырев Д.А.	31 Н Анаменция	Глезер А.М.	
Боровков Д.В.	212 3 Ascalin-Cqo3	Голикова А.Ю.	60
Бритвин А.А.	112, 113	Голосов Е.В.	174
Бродова И.Г.	67 А Визинтодо	Гольцов В.А.	93
Брюховецкий В.В.	43	Горский В.А.	125
Будовских Е.А.	33 SLA THIMPOOR	Грачев С.В.	149
Бузлаев А.В.	127 A 890 mg and 127	Григорьев С.С.	205
Бунова Г.З.	219	Григорьева Н.А.	144 E. A commit
Бурнышев И.Н.	107	Гриценко Б.П.	

Громаковский Д.Г.	185, 187	Иванов К.В.	156
Громов В.Е.	33-35, 37-41, 72, 191, 220	Иванов М.Б.	
Громова А.В.	36	Иванов Ю.Ф.	258
Грязнов А.С.	26 A.A. warnawala l	Ивченко В.А.	33-37, 39, 40, 220
Гундеров Д.В.	30		157 н М нчапува
Гундырев В.М.	237	Измоденов И.А.	109 R.H stompq3A
Гуреев Г.Д.	182	Инаекян К.Э.	213, 236
Гуреев Д.М.	182	Ищук А.Г.	104, 200, 201, 203
21 10 19 134 18	Demon E.J.	Кадомцев А.Г.	7 (CH nanyyest A
Дамаскинская Е.Е.	15	Калошкин С.Д.	98. 99
Данейко О.И.	143	Камашев А.В.	206, 224
Данилов В.Д.	98	Камышанченко Н.В.	
Дегтярев М.В.	42	Кандаров И.В.	117-119
Дементьев С.И.	254	Кандаров И.В.	84
Демидов А.В.	91	Капуткин Д.Е.	90
Денисова Д.А.	231, 232	Каров Д.Д.	20
Деревягина Л.С.	47,65	Карпенко С.В.	
Дерягин А.И.	144, 157, 158	THE RESERVE THE PROPERTY OF TH	101, 102
Джежора А.А.	16	Карпинский Д.Н.	18
Дитенберг И.А.	73, 129	Карыев Л.Г.	22
Добаткин С.В.	236	Кашин О.А.	77-79 G E MARINE
Довженко О.А.	178	Кириллов Р.А.	23
Докукина И.А.	121	Кирсанов Р.Г.	218
Долбин И.В.	95	Киселева Т.Д.	152
Дорогов М.В.		Классман Е.Ю.	83
	232, 239	Классман П.А.	83
Драгошанский Ю.Н.	248, 249	Клевцов Г.В.	70
Дударев Е.Ф.	77, 78	Клевцова Н.А.	70 A.M. Co. 19313
Дудник Е.А.	74	Климашин С.И.	38, 41
Дынников А.В.	187	Клименко А.В.	203
C OR		Клубович В.В.	252
Елизаров С.В.	240	Ковалевская Т.А.	143, 144
Елсукова Т.Ф.	48 A la sunt le du Thomas	Коваленко В.В.	34, 35, 191, 220
Емалетдинов А.К.	242-245	Коваль Ю.Н.	268
Еникеев Н.А.	180	Козак А.Ф.	133, 134
Ермолаев Г.Н.	129 A.	Козлов Э.В.	5,6,32,34-36,38,40, 41
Ефимов О.Ю.	37 A Transport	Кокорев О.Б.	117, 119
	THE MESSAGE MODEL OF	Коледов В.В.	131, 133
Жалнин Б.В.	98	Колобов Ю.Р.	5, 77, 78, 86, 156, 258
Жаткин С.С.	193, 195, 207	Колосков В.М.	144, 251
Жданов А.Н.	5, 6	Колосов С.В.	255
Жиров Г.И.	93	Колубаев А.В.	71
Жорник В.И.	257	Колубаев Е.А.	71, 72
Журавель Л.В.	152	Колупаева С.Н.	143, 211
Журбенко П.Н.	85	Конаков В.Г.	216
		Конева Н.А.	5,6
Завалишин В.А.	144, 157, 158	Коновалов С.В.	
Заика Т.П.	68	Коновалова Е.В.	35, 37, 40, 220 256
Зайченко С.Г.	10	Константинова Т.Е.	
Замятин В.М.	100		54 11 1 10000000000000000000000000000000
Захарова Е.Г.	59	Корзников А.В.	110
Зельдович В.И.	237	Корзникова Е.А.	110
Зиновьева Т Ю.	202	Коротаев А.Д.	73, 129, 136, 137
Золотова Д.В.	241	Коротицкий А.В.	236, 237
эолотова д.В.	241 .F. 6. Skandqu i	Коротченкова И.И.	247
Ибатулин И.Д.	114 195 197	Корчмит А.В.	96
Иванов А.В.	114, 185-187	Коршунов А.И.	204, 247
Иванов Е.В.	86	Косорлуков И.А.	229
ribanos E.B.	105	Костюк Д.А.	131-134

Котляров И.В.	28
Кравцов А.В.	120
Кравченко И.Б.	222
Кравченко Т.Н.	247
Краллич Г.	117 ILLE ROOMS
Красильников В.В.	55 TIM BERRIOG
Красников А.С.	89
Краснощеков М.В.	90
Кремлёв В.И.	114
Крестелев А.И.	18
Кривошеева Е.В.	229
Кривченко А.Л.	218
Криштал М.М.	227
Круковский К.В.	79 A.E
Крыловский В.С.	138 H.H. contracted
Кузавко Ю.А.	131-134
Кузина О.Ю.	48
Кузнец Е.А.	209
Кузнецов П.В.	135 ITO exerciseO
Кузнецова Р.И.	43 . D.A. RAHOUREO -
Кузьменко И.Н.	12 d. El accestrocas D
Кукареко В.А.	181, 257
Куксенко В.С.	14, 15
Куранаков С.Я.	122
Курбаткин И.И.	28
Курицын В.Н.	155, 222
Кучерявский С.В.	Castopys A A211
Лавро В Н	198
Лавро В.Н. Ланин А.Г.	166
Лаптев А.И.	98
Латыш В.В.	117-119, 154
Лебедев В.П.	138
Лебедев С.В.	138 138
Левин Д.М.	159
Левин Д.М.	a M.B. 258
Лепендин А.А.	115 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4
Липницкий А.Г.	86
Лисицын А.С.	185
Лисовский В.А.	235
Литвинов М.Ю.	112, 113
Литвинов Ю.М.	112, 113, 226
Литовченко И.Ю.	56, 128
Лоладзе Л.В.	54, 68
Лотков А.И.	77 Duk ummönD
Лучкин Р.С.	189
Лыс В.Ф.	107
Лычагин Д.В.	171, 172
Marathin A.D.	
Мазанко В.Ф.	265,266
Макаев Р.И.	153
Макаров С.В.	24
Макейкин И.В.	114
Макушев С.Ю.	212
Малашенко В.В.	88, 162
Малиновская В.А.	32 Ald evadory D.
Малкин А.И.	130
	Суптруша Е.К

Мальцева Л.А.	149
Мальцева Т.В.	149 HH sroubli
Мамалимов Р.И.	208 Ж.О визнау/П
Мамедов Р.К.	208
Мамчуев М.О.	102 A aggreening()
Маркушев М.В.	228
Мартусевич Е.В.	33 ASHIDOSONO
Марченко Л.Г.	27 3.8 Harrish O
Мелешко И.В.	238
Мерсон Д.Л.	227, 234, 253, 254
Мещеряков Д.Е.	254 8.A squall
Микрюков В.Р.	39 E.T. gumali
Минаев И.Н.	29
Мирзаев Д.А.	142
Миркин Л.И.	89 MAA AMERICAN
Миронов В.М.	267, 268
Миронов Д.В.	267 A.H. masses I.
Миронова О.А.	265
Миронова Т.В.	266
Мирхайдарова А.И.	47.2 M.R. napaří
Мисарь А.В.	149 A MANAGEMENT
Митлина Л.А.	206, 229, 265
Мишин В.М.	97
Мишин И.П.	156
Молчатский С.Л.	207
Морозов В.А.	216
Морозов М.М.	40
Морозов Н.Ф.	11 g. E engarron i
Морозова Е.А.	
	52 7 8 3 3 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4 4
Московских О.П. Мошков В.Ю.	100
	136, 137
Мощенская Е.Ю.	145
Мощенский Ю.В.	80
Мулендеев Д.А.	193, 207
Мумбер И.И.	224 A Management 1
Муравьёв В.И.	188
Муратов В.С.	50-52
Мурзаев Р.Т.	116
Муслов С.А.	167, 217
Мушников В.С.	100 A.H
Мышляев М.М.	256
Мышляева М.М.	256
Мясникова М.В.	169, 246
Termores (A Hittage(1
Нагинаев К.Е.	14 A.H august
Назаров А.А.	180
Найденкин Е.В.	174
Нариманова Г.Н.	255
Нассиф Н.С.	187
Наумов Л.А.	121 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3
Небогина Е.В.	199 T.O. as/19931
Неклюдов И.М.	12 DE Hi secresyll
Ненашев М.В.	114 of Tagopurell
Николаев Е.А.	170 A H H SOLVE
Ниц А.А.	264
Новоторов И.А.	210
Новрузов А.Н.	109
165	Pued # 18.76

Носкова Н.И.	81, 82	Радченко В.П.	199
Нуриева С.К.	164	Разов А.И.	11 of st community
Tryphoba C.re.	T d australia	Разоренов С.В.	75, 84
Овсянников А.В.	58	Реснина Н.Н.	161
Овчинников С.В.	129, 136, 137	Роганин М.Н.	12
Озерец Н.Н.	149	Родина Т.Ю.	192
Опарин В.Б.	225	Романенко И.П.	148
Осинская Ю.В.	21 II N main motel	Рубаник В.В.	16, 252
OCHRCKAN IO.D.	R El material	Рубаник В.В.мл.	252
Панин А.В.	48	Рублинецкая Ю.В.	145
Панин В.Е.	47, 48, 65, 135	Рубцов В.Е.	71 A Danishan
Панов А.В.	142	Румак Е.В.	78
Панфилов П.Е.	45, 205	Рыбин В.В.	148
Панченко А.М.	259	Рыклина Е.П.	213
Панченко Е.Ю.	57, 58	Рюмшина Т.А.	54
Панькин Н.А.	126, 127	- Lateria (C.O.)	Of Ormur
Паркин А.А.	193-195	Савельев В.Н.	14
Пахомов П.М.	60	Савельев С.Н.	264
Пачин И.М.	25, 26	Савиных А.С.	84
Пашинская Е.Г.	87 A A A	Савостиков В.М.	136
Перевалова О.Б.	5 A Harmald	Савотченко С.Е.	55
	81 At II maintain.	Сагайдак А.И.	240
Перетурина И.А.	17 11.H swissahl	Сантова Л.Р.	76
Пермякова И.Е.	135	Салимгареева Г.Х.	118, 119, 154
Петракова И.В. Пинжин Ю.П.	56, 73, 129, 136, 137	Сальников М.А.	104, 200, 201
	252	Самборук А.А.	64
Платов С.И.	24-26	Самборук А.Р.	209, 210
Плотников В.А.	23	Санников С.В.	18
Плужникова Т.Н.	43	Сахаров В.В.	50
Пойда А.В.	43 43	Семенов М.Е.	211
Пойда В.П.	21, 151	Семенова И.П.	76, 154
Покоев А.В.	191	Сидоров А.А.	213
Полетаев Г.М.	255	Сизова О.В.	72
Полетика Т.М.	20	Синяев Д.В.	191
Поликарпов Ю.И.	118	Сиротинкин Н.В.	125
Половников В.М.	69	Скворцов А.А.	146-148
Полунина О.В.		Скворцов В.Н.	112, 113
Поляков В.В.		Скосырский А.Б.	77
Поляков Л.В.	204, 247 212	Слепушкин В.В.	145
Полякова Н.А.	253	Слуцкер А.И.	20
Полянский А.М.	253	Смирнов В.Л.	100
Полянский В.А.	30	Смирнов С.В.	150, 169, 246
Попов А.Г.		Смоланов Н.А.	126, 127
Попов Н.Н.	212, 259	Соболев А.С.	248-251
Попова Н.А.	32, 38, 41 129	Соковиков М.А.	53
Потапенко М.М.	82	Соснин О.В.	35
Потапов А.П.	78	Соснина М.В.	225
Почивалова Г.П.	111 2 H discoul.	Старостенков М.Д.	74, 191
Прокофьева О.В.	212, 213, 236, 237	Степашкин А.А.	98
Прокошкин С.Д.	124	Стерелюхин А.А.	22
Пронина Ю.Г.	169, 246	Столяров В.В.	236
Пугачева Н.Б.	44, 203, 221	Стрелков В.И.	196
Пугачева Т.М.	248-251	Стрелкова И.Л.	65
Пудов В.И.	99	Стулин В.В.	155
Пустов Л.Ю.	30	Сурсаева В.Г.	190
Пушин В.Г.	255	Суськина Е.Л.	145
Пшеничников А.П.	165	Сухарева Е.А.	190
Рааб Г.И.76,	103	Г Сулирови Б.Л.	74 7017

	239	Цыбускина И.И.	231
Талалова Е.А.	213	Чащухина Т.И.	42
Татьянин Е.В.	57	Чемеркина М.В.	23
Твердохлебова Ю.И.	102	Чердынцев В.В.	98, 99
Темроков А.И.		Чернобай С.П.	173
Теплякова Л.А.	171, 172	Чернов В.М.	73,129
Терещенко Н.А.	142	Черняева Е.В.	234, 253, 254
Тимофеева Е.Е.	57	Чиванов А.В.	23
Тихонова Е.Н.	207	Чинокалов В.Я.	37, 39
Тихонькова О.В.	41	Чириков А.Ю.	139, 140
Ткачев С.П.	49, 195, 223	Чугунов А.В.	227 44 SHATT WEST AND ST
Ткачева Г.И.	49	Чудинов Б.А.	or octosytus
Ткаченко В.М.	87	Чуканов А.Н.	159, 160
Ткаченко Р.А.	141	Чуканова А.А.	160
Томилин И.А.	99	Чумляков А.В.	57, 58
Томилин Н.Г.	15	Чумляков Ю.И.	59, 161
Трифонов В.Г.	108		81
Тришкина Л.И.	5,6	Чурбаев Р.В.	58 XM XM X MARKET AT
Трубицына И.Б.	213, 236	Чусов С.А.	38
Трубников В.В.	205	A Desire	-142
Тукеева М.С.	59	Шабуров Д.В.	142
Туманов Н.В.	168	Шавров В.Г.	131, 133, 134
Тюменцев А.Н.	56,73,128,129,136,137	Шахназаров А.Ю.	183, 184
Тюрьков М.Н.	233, 238	Шахназаров К.Ю.	183, 184
	155	Шашурин Г.В.	63
Тютяев А.В.	241	Шевченко Н.В.	56, 128
Тялин Ю.И.	241	Шелехов Е.В.	98, 99
Тялина В.А.	241	Шешунова Е.И.	235
a na de mática e co	hee Santa and annual	Шиганова Л.А.	192
Удовенко И.В.	55	Шилин А.Д.	252
Узенгер А.А.	261	Шилов А.Н.	61
Успенская М.В.	125	Ширинкина И.Г.	67
Ушаков И.В.	46	Штеренберг А.М.	9, 18, 29, 266
	SCILLINGS FACE DESCRIPTION		261-263
Фавстов Ю.К.	152, 230, 235	Штриков Б.Л.	73, 129
Фадин В.В.	123	Шуба Я.В.	260, 263
Фаизова С.Н.	165	Шуваев В.Г.	The state of the s
Федик И.И.	166	Шулика В.В.	82
Федоров В.А.	22, 23	Шумада Р.Я.	139
Федоровский Г.Д.	216	Шумихин Т.А.	130
	188	Шустиков А.Г.	90 EA MORESTEM
Физулаков Р.А. Филимонов А.Б.	213	(Suprembried the Armel)	
филимонов А.Б.	97	Щербаков А.В.	ng 117 mg salidita met
Филиппов Г.А.	81	Щербаков И.П.	268 Markament AM
Филиппов Ю.И.	63	Taxon Maria	
Фишгойт А.В.	117	Экземплярова Е.О	. 169, 246
Фодор А.	. H1	Эстрин Э.И.	99 HARLES AND
The second second	100	Эфрос Б.М.	68, 157, 158
Халикова Г.Р.	108	Эфрос Н.Б.	68
Хамидуллин И.Н.	243, 244	Эфрос т	
Хачин В.Н.	167	Юрьев А.Б.	37, 39, 40
Хачин С.В.	167	Юшин В.Д.	219
Хижняк С.Д.	60	Юшин Б.Д.	PAURATA
Хмелевская И.Ю.	212, 213, 236	Яговкин Н.Г.	264
Ховайло В.В.	131, 133, 134		193
Хрущов М.М.	63	Яковлев А.Ю.	142
Цвиркун О.А.	33	Яковлева И.Л.	
Целлермаер В.В.		Янковская Т.В.	206
Целлермаер В.Я.	36	Ясников И.С.	175, 176, 178, 179
Целлермаер И.Б.	220	en e	
целлермаер и.в.	mark Cfu rues.		

Содержание сборника

	70 min 243 c 200
Бетехтин В.И. (Санкт-Петербург) О КОНФЕРЕНЦИИ ПО ФИЗИКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ	3
Колобов Ю.Р. (Белгород) ДИФФУЗИОННО-КОНТРОЛИРУЕМЫЕ ПРОЦЕССЫ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОСТРУК- ТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	5
Конева Н.А., Жданов А.Н., Тришкина Л.И., Перевалова О.Б., Козлов Э.В. (Томск) КОМПОЗИТНЫЕ МОДЕЛИ ЗЕРЕН ПОЛИКРИСТАЛЛА. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОСНОВАНИЕ	5
Козлов Э.В., Жданов А.Н., Тришкина Л.И., Конева Н.А. (Томск, Барнаул) ЗАКОНОМЕРНОСТИ СУБСТРУКТУРНОГО И ЗЕРНОГРАНИЧНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА МЕЗО- И МИКРОУРОВНЕ	6
Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. (Санкт-Петербург) ЭВОЛЮЦИЯ ПОРИСТОСТИ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	Z _{ortog} Gwrau
Валися Р.З. (Уфа) ОБЪЕМНЫЕ НАНО ИПД МАТЕРИАЛЫ: НЕДАВНИЕ ДОСТИЖЕНИЯ И НОВЫЕ ТЕН- ДЕНЦИИ	8 _{ANN} Mark
Бертяев Б.И., Штеренберг А.М. (Самара) РЕЛАКСАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ α→ γ ПРЕВРАЩЕНИЯ В Fe И СТАЛИ.	9
Зайченко С.Г., Глезер А.М. (Москва) ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ΔТ-ЭФФЕКТА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ	10
Арутюнян Р.А., Морозов Н.Ф., Разов А.И. (Санкт-Петербург) МЕХАНИКА ДЛИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕГРАДАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕ- РИАЛОВ	11 Giorsas
Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Кузьменко И.Н., Роганин М.Н., Гальцев А.В. (Белгород, Харьков/Украина) ЗАВИСИМОСТЬ АКТИВНОСТИ АЭ ОТ СПОСОБА ОБРАБОТКИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T.	12
Куксенко В.С., Нагинаев К.Е., Савельев В.Н. (Санкт-Петербург) ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ АКУ-СТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	214 HOUSE
Томилин Н.Г., Куксенко В.С., Дамаскинская Е.Е. (Санкт-Петербург) КОНТРОЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ МАКРОРАЗРЫВА В ГЕТЕРОГЕННОМ МАТЕРИАЛЕ МЕТОДОМ АЭ.	15
Джежора А.А., Рубаник В.В. (Витебск/Беларусь) ЗЕРКАЛЬНО-СИММЕТРИЧНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ ДЛЯ КОНТРОЛЯ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ	16
Глезер А.М., Пермякова И.Е. (Москва) ПЛАСТИФИЦИРУЮЩИЙ ЭФФЕКТ СПЛАВОВ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ИЗ АМОРФНОГО В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ	A qua
Карпинский Д.Н., Санников С.В. (Ростов-на-Дону) ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В КРИСТАЛ- ЛЕ НА НАПРАВЛЕНИЕ ЕЕ РОСТА	18
Крестелев А.И., Штеренберг А.М. (Самара) МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ УДАРНОЙ ВОЛНЫ В КРИ- СТАЛЛАХ	18
Бертяев Б.И. (Самара) О КИНЕТИЧЕСКОМ ПОДХОДЕ В ДИЛАТАЦИИ ПРИ ПОЛИМОРФНОМ ПРЕВРАЩЕ- НИИ В Fe И УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	19
Слуцкер А.И., Поликарпов Ю.И., Гиляров В.Л., Каров Д.Д. (Санкт-Петербург) СРАВНЕНИЕ КИНЕТИКИ МЕХАНИЧЕСКОГО И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ	20

синская Ю.В., Покоев А.В. (Самара) ИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ ПЛОТНОСТИ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2 ПРИ	21
ГАРЕНИИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	-
едоров В.А., Стерелюхин А.А., Карысв Л.Г. (Тамбов) ЕХАНИЗМ ПРОЦЕССА МНОГОКРАТНОЙ ОБРАТИМОЙ ОТОСТИМУЛИРОВАННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОЙ ФАЗЫ LiF.	22
едоров В.А., Плужникова Т.Н., Чемеркина М.В., Чиванов А.В., Кириллов Р.А. (Тамбов) ЛИЯНИЕ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ И ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН В ОННЫХ КРИСТАЛЛАХ.	23
ОННЫХ КРИСТАЛИАХ. ЛОТНИКОВ В.А., МАКАРОВ С.В. (Барнаул) КУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ	24
лотников В.А., Пачин И.М. (Барнаул) АКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ АРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО АГРУЖЕНИЯ	25
ЛАГУ ЖЕЛГИИ ПЛОТНИКОВ В.А., Пачин И.М., Грязнов А.С. (Бариаул) ЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ КАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	26
ЛАР ГЕНСИ ГИВІА ТИТЕВІ АЩЕТИЛИ В ТИВАВУДЕ БІЗБОВІЩИК М. А., Марченко Л. Г. (ТОЛЬЯТТИ) ІЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ІОСЛЕДОВАТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР	27
Выбойщик М.А., Курбаткин И.И., Котляров И.В. (Тольятти) ОПЫТНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАГОТОВОК КОЛЕЦ СИНХРОНИЗАТОРОВ	28
линаев И.Н., Штеренберг А.М. (Самара) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОНЦЕПЦИИ МУЛЬТИФРАКТАЛА ДЛЯ ОПИСАНИЯ СВОЙСТВ	29
ЮЛИМЕРНЫХ ПЛЕНОК Ундеров Д.В., Пушин В.Г., Попов А.Г., Валиев Р.З. (Уфа, Екатеринбург) БОРМИРОВАНИЕ НК СТРУКТУРЫ И ПОВЫШЕННЫХ СВОЙСТВ В СПЛАВАХ ТІХІ,	30
RF6B, ПОДВЕРГНУТЫХ ИПД. Болдырев Д.А., Чудинов Б.А. (Тольятти) ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПРАВЛЯЮЩИХ ВТУЛОК КЛАПАНОВ	31
ПОВЫШЕНЧЕ РЕЛЮСОС ГОТКОСО В МЕЗИНОВСКИЙ В МЕТИНОВСКИЙ В МЕТИНОВСКИЙ В ТОЛИ В 20Х2Н4А ПОСЛЕ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ	32
Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Цвиркун О.А., Иванов Ю.Ф., Мартусевич Е.В., Громов З.Е. (Новокузнецк) ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫХ РЕЖИМАХ ОБРАБОТКИ	33
Воробьев С.В., Коваленко В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. (Новокузнецк, Гомск) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В УСТАЛОСТНО НАГРУЖЕННОЙ И РАЗРУШЕННОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	34
Громов В.Е., Коновалов С.В., Соснин О.В., Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. (Новокузнецк, Томск) ОСНОВНЫЕ МИКРОМЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА СТАЛЕЙ ТОКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ	35
СТАЛЕЙ ТОКОВЫМ БОДЕЛЕТЫВЫ. Громова А.В, Целлермаер В.Я., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ИЗ МАЛС И СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ)- 36
Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ ПЛАЗМЕННО УПРОЧНЕННЫХ ВАЛКОВ	37

	20
машин С.И., Попова Н.А., Целлермаер В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. (Новокузнецк, мск)	38
ИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ ЛИТОИ БЛИБЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 30ХНЗМФА	A.B ed
ккрюков В.Р., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк, мск) РУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ЭВОЛЮЦИИ СОСТОЯНИЯ АРМАТУРЫ ПРИ	39
розов М.М., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Козлов Э.В.	40
овокузнецк, Томск))РМИРОВАНИЕ РАЗНОВИДНОСТЕЙ ФЕРРИТО-ЦЕМЕНТИТНОЙ СМЕСИ В РРМОУТРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЕ	ogizati eartosa
лонькова О.В., Попова Н.А., Климашин С.И., Целлермаер В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. обокузнецк, Томск) пияние параметров отпуска на взаимодействие карбидной фазы с раницами фрагментов в литой конструкционной реднелегированной стали	41 records and the
миухина Т.И., Дегтярев М.В., Воронова Л.М. (Екатеринбург) ЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ НИКЕЛЯ	42
окоховецкий В.В., Кузнецова Р.И., Пойда В.П., Пойда А.В. (Харьков/Украина) ТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ МАТРИЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ В СЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	43
угачева Т.М. (Самара) НАЛИЗ ПРИЧИН АВАРИЙНОГО РАЗРУШЕНИЯ ШАРОШЕК БУРОВЫХ ДОЛОТ	44
НАЛИЗ ПРИЧИН АВАРИИНОГО РАЗРУШЕНИЯ ШАГОШЕК ВУГОБЫЛДЕН анфилов П. Е. (Екатеринбург) АЗВИТИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР ОКОЛО МИКРОТРЕЩИНЫ В ТОНКОЙ ЮЛЬГЕ ГЦК-МЕТАЛЛА	45
УЛЫ В ГЦС-МЕТАЛИЗ (ШАКОВ И.В. (ТАМБОВ) ИОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТА ИЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ – ПОЛИМЕРНОЕ ОСНОВАНИЕ В УСЛОВИЯХ ЮКАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ	46
(еревягина Л.С., Панин В.Е., Мирхайдарова А.И. (Томск) ЭПТИКО-ТЕЛЕВИЗИОННЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО- [ЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ШЕЙКЕ ПЛОСКОГО ОБРАЗЦА	47
СССО ИМ СОВ СТОР В СТО	48
Кначёв С. П., Ткачёва Г. И. (Самара) ЕДИНЫЙ СТРУКТУРНЫЙ МЕХАНИЗМ РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОЙ И НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ СТАЛЕЙ	49
ОПУСКТОЙ АГУТКОСТИСТИВЫ! МИУРАТОВ В.С., Сахаров В.В. (Самара) МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЙ АСПЕКТ УЛУЧШЕНИЯ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ РЕЗАНИЕМ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	50
РЕЗАНИЕМ КОРГОЗИОППО-СТОТКОМ ТО СТЕМИ В ВОЗДЕЙСТВИЙ ПРИ Муратов В.С. (Самара) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АКТИВИРУЮЩИХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ	51
ОБРАВОТКЕ ЖОКОМИТЕЛЬНИЕ ОБВЕТИТЕЛЬНИЕ ОБВЕТ	52
Соковиков М.А. (Пермь) ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕУСТОЙЧИВОСТЕЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ КАК РЕЗУЛЬТАТА СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЯХ МИКРОСДВИГОВ.	53
Рюмшина Т.А., Волкова Г.К., Лоладзе Л.В., Константинова Т.Е. (Донецк/ Украина) ЭФФЕКТЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Ті-5АІ-	54

расильников В.В., Савотченко С.Е., Удовенко И.В. (Белгород) К ВОПРОСУ МОДЕЛИРОВАНИЯ РОСТА ТОНКИХ ПЛЕНОК ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ	55
Сюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Шевченко Н.В., Пинжин Ю.П. (Томск) АТОМНЫЕ МОДЕЛИ ОБРАЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ, ПОЛОС ЛОКАЛИЗАЦИИ И ЦВОЙНИКОВ ДЕФОРМАЦИИ ПУТЕМ ЛОКАЛЬНЫХ ОБРАТИМЫХ ФАЗОВЫХ ТРЕВРАЦЦЕНИЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ГЦК СПЛАВОВ	56
Панченко Е.Ю., Твердохлебова Ю.И., Чумляков А.В., Тимофесва Е.Е. (Томск) ЗЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИО- НАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni-Fe-Ga	57
ОВСЯННИКОВ А.В., ПАНЧЕНКО Е.Ю., ЧУМЛЯКОВ А.В., ЧУСОВ С.А. (ТОМСК) ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В 001] ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Со-Ni-AI ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ И СЖАТИЕМ	58
Захарова Е.Г., Чумляков Ю.И., Туксева М.С. (Томск) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕМ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА	59
Пахомов П.М., Хижняк С.Д., Голикова А.Ю., Галицын В.П. (Тверь) СТРУКТУРНАЯ ОБУСЛОВЛЕННОСТЬ УПРУГО-ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ВОЛОКОН, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГЕЛЬ-ФОРМОВАНИЯ	60
Волынцев А.Б., Шилов А.Н. (Пермь) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ФАЗОВОМ α-β- ПЕРЕХОДЕ В СИСТЕМЕ Pd-H	61
Волкова И.Б., Баранов М.А., Баянкин В.Я. (Ижевск) МЕХАНИЗМ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ АТОМОВ БОРА В АМОРФНОМ СПЛАВЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ И ТЕМПЕРАТУРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ.	62
Фишгойт А.В., Хрущов М.М., Шашурин Г.В. (Москва) О ЛОКАЛИЗАЦИИ ОЧАГОВ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА МЦУ СПЛАВА ЭП741НП	63
Самборук А.А. (Самара) ПОЛУЧЕНИЕ ОГНЕУПОРНОГО КОМПОЗИТА «КАРБИД ТИТАНА – ШАМОТ» И СОТОВОГО ФИЛЬТРА НА ЕГО ОСНОВЕ МЕТОДОМ СВС	64
Деревягина Л.С., Панин В.Е., Стрелкова И.Л. (Томск) ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	65
БЫКОВ П.В., ГИЛЬМУТДИНОВ Ф.З., БАЯНКИН В.Я. (ИЖЕВСК) ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.	66
Бродова И.Г., Ширинкина И.Г. (Екатеринбург) ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ AI СПЛАВЫ С ХРОМОМ И ЦИРКОНИЕМ	67
Эфрос Б.М., Лоладзе Л.В., Заика Т.П., Эфрос Н.Б., Варюхин В.Н. (Донецк/Украина) СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ГЦК СПЛАВОВ ЗАМЕЩЕНИЯ И ВНЕДРЕНИЯ	68
Выбойщик М.А., Акифьев В.А., Полунина О.В. (Гольятги) ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГАЗОВОЙ ПЛАЗМЫ НА ФИЗИКО-МЕХА- НИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЁРДОГО СПЛАВА	69
Клевцов Г. В., Клевцова Н. А. (Оренбург) МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК И ГЦК СТРУКТУРАМИ И КИНЕТИКА РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОН У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ ОДНОКРАТНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ	70
Колубаев А.В., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. (Томск) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ТВЕРДЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ	71

Сизова О.В., Колубаев Е.А., Алешина Е.А., Громов В.Е. (Томск, Новокузнецк) ОСОБЕННОСТИ ТРЕНИЯ И ИЗНАШИВАНИЯ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА С МОДИФИЦИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ	72 (chica)
ДИТЕНБЕРГИ.А., ТЮМЕНЦЕВ А. Н., ПИНЖИН Ю. П., Шуба Я. В., КОРОТАЕВ А. Д., ЧернОВ В.М. (ТОМСК) ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В УСЛОВИЯХ СВЕРХВЫСОКОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ МО-47%Re и V-4%Ti-4%Cr	73
Дудник Е.А., Старостенков М.Д. (Барнаул, Рубцовск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ СДВИГОВОГО ТИПА НА ПРОЦЕСС РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВЕ СОСТАВА АзВ	74
Подрежини Г.В., Разоренов С.В. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА НА УПРУГО- ПЛАСТИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ.	75
Семенова И.П., Саитова Л.Р., Рааб Г.И., Валиев Р.З. (Уфа) СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ТІ-6АІ-4V Е.І., ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	76
Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Колобов Ю.Р., Лотков А.И., Скосырский А.Б., Гирсова Н.В., Кашин О.А. (Томск) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА.	77
ГАЗГУШЕНИЕ УЧИВАЛОВА Г.П., КАШИН О.А., КОЛОБОВ Ю.Р., РУМАК Е.В. (ТОМСК) МИКРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ПОЛЗУЧЕСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА.	78
И ПОЛЗУЧЕС И УЛЮ ГАМЕЖИЕ В КВ (Гирсова Н.В. (Томск) ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ТРЕНИИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	79
Мощенский Ю.В. (Самара) «БЕЗЫНЕРЦИОННЫЙ» ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ	80
Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Чурбаев Р.В., Перетурина И.А., Филиппов Ю.И. (Екатеринбург) НАНОТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ И ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ	81
Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Чурбаев Р.В. (Екатеринбург) СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКВАЗИ- КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	81
Носкова Н.И., Шулика В.В., Потапов А.П. (Екатеринбург) МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРА АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ Fe _(73.5-x) Co _x Cu ₁ Nb ₃ Si _{13.5} B ₉	82
Классман П.А., Классман Е.Ю., Астанин В.В. (Уфа) ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22.	83
МЕДАПИЧЕСКИЕ СВОЙСТВИ (Черноголовка) Савиных А. С., Разоренов С. В., Канель Г. И. (Черноголовка) УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СУБМИКРО- КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ	84
Вьюненко Ю.Н., Журбенко П.Н., Артемьев И.В. (Санкт-Петербург) ОБ ОРГАНИЗАЦИИ СКОЛЬЗЯЩЕГО ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ	85
Липницкий А.Г., Иванов А. В., Колобов Ю. Р. (Белгород, Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК МЕТАЛЛАХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ СТАТИКИ	86
Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Ткаченко В.М. (Донецк/ Украина)	87

Малашенко В.В. (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ПРИМЕСЕЙ НА СКОЛЬЖЕНИЕ КРАЕВЫХ ЦИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ	88
Срасников А.С., Миркии Л.И. (Рязань, Москва) ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОТОСИТАЛЛОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ВВЕДЕНИЕМ ОКСИДОВ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ	89
Капуткин Д.Е., Красношеков М.В., Шустиков А.Г. (Москва) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА, СОСТОЯЩЕГО ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ И УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛЕЙ.	90
Цемидов А.В. (Санкт-Петербург) КОМПЬЮТЕРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ, ВЯЗКОУПРУГИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ КАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРОВ	91
Гапонцев В.Л. (Екатеринбург) ЦИФФУЗИОННАЯ МОДЕЛЬ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОГО СПЛАВА ЗАМЕЩЕНИЯ	92
Киров Г.И., Гольцов В.А. (Донецк/ Украина) УПРОЧНЕНИЕ ПАЛЛАДИЯ И ГИДРИДА ПАЛЛАДИЯ ПРИ ВОДОРОДОФАЗОВОМ НАКЛЕПЕ	93
Белоусов Н.Н. (Донецк/Украина) УПРУГОСТЬ И ДИСЛОКАЦИОННАЯ НЕУПРУГОСТЬ АУСТЕНИТА ЗЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ С ЭЛЕМЕНТАМИ НАНОСТРУКТУРЫ.	94
Долбин И.В. (Нальчик) ФРАКТАЛЬНАЯ МОДЕЛЬ СЕЛЕКТИВНОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МЕМБРАН	95
Сорчинт А.В. (Томск) МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ВЫСОКООЛОВЯНИСТЫХ БРОНЗ	96
Мишин В.М., Филиппов Г.А. (Москва) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ И ДЕТАЛЕЙ ПРИ ЗАМЕДЛЕННОМ РАЗРУШЕНИИ	97
Чердынцев В.В., Калошкин С. Д., Шелехов Е. В., Лаптев А.И., Жалнин Б.В., Степашкин А.А., Данилов В.Д. (Москва) ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ МЕХАНОАКТИВАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ AI/AI—Сu—Fe КВАЗИКРИСТАЛЛ	98
Чердынцев В.В., Пустов Л.Ю., Эстрин Э.И.,Калошкин С.Д., Томилин И.А., Шелехов Е.В., Балдохин Ю.В. (Москва) ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИОННЫХ И МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ	99
Замятин В.М., Московских О.П., Мушников В.С., Смирнов В.Л. (Екатеринбург, Каменск- Уральский) ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛИТКОВ И ПЛИТ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СЕРИИ 7000 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЯХ	100
Карпенко С.В. (Нальчик) КИНЕТИКА ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ТИПА В1-В2 В ДИЭЛЕКТРИКАХ	101
Мамчуев М.О., Карпенко С.В. , Темроков А.И. (Нальчик) МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ГАЛОИДНЫХ СОЛЕЙ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО СЖАТИЯ	102
Белошов О.Н. (Донецк/Украина) ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	103
Ахметсагиров С.М., Амосов А.П., Бичуров Г.В., Ишук А.Г., Сальников М.А. (Самара) О ВЛИЯНИИ НЕОДНОРОДНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОБАЛЬТОВОЙ СВЯЗКИ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ЗУБКОВ БУРОВЫХ ДОЛОТ	104
Васильев А. Д., Иванов Е. В. (Самара) БЫСТРАЯ ДИФФУЗИЯ В ТОНКОПЛЕНОЧНОЙ СИТЕМЕ Pd/Ag	105

	Васильев Л.С. (Ижевск) ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ АГРЕГАТНЫХ СОСТОЯНИЙ ВЕЩЕСТВА ПРИ ЗАРОЖДЕНИИ ПЕРВИЧНЫХ ОЧАГОВ РАЗРУШЕНИЯ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ	106
	Бурнышев И.Н., Васильсв Л.С., Лыс В.Ф. (Ижевск) ПРОБЛЕМЫ МЕТОДОВ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НАВОДОРОЖЕННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	107
	Трифонов В.Г., Халикова Г.Р. (Уфа) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ЖИДКОЙ ШТАМПОВКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 И ВЛИЯНИЕ ЕЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	108
	Измоденов И.А., Новрузов А.Н., Галашев А.Е. (Екатеринбург) КОМПЬЮТЕРНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ И ЗАСТЕКЛОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦ КРЕМНИЯ	109
	Корзников А. В., Корзникова Е. А. (Уфа) КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ЖЕЛЕЗА	110
	Прокофьева О.В., Бейгельзимер Я.Е. (Донецк/ Украина) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ МАТЕРИАЛА ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ	HAKA
	Бритвин А.А., Литвинов М.Ю., Литвинов Ю.М., Скворцов В.Н. (Зеленоград, Москва) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАСТИН САПФИРА, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПО ПЛОСКОСТЯМ (0001) И ($10\overline{1}2$)	112
	Бритвин А.А., Литвинов М.Ю., Литвинов Ю.М., Скворцов В.Н. (Зеленоград, Москва) ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЕРХНЕГО ПОРИСТОГО СЛОЯ ПОЛИРОВАЛЬНИКА МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ	113
Contract of the Contract of th	Макейкин И. В., Ненашев М. В., Ибатулин И. Д., Кремлёв В. И. (Самара) ИЗНОСОСТОЙКОЕ ПОКРЫТИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ ШАРОШКИ БУРОВОГО ДОЛОТА	114
The state of the s	Кучерявский С.В., Поляков В.В., Лепендин А.А. (Барнаул) ПРИМЕНЕНИЕ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА К ИССЛЕДОВАНИЮ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	115
CASSISTER STATE OF THE PARTY OF	Мурзаев Р.Т. (Уфа) ЭНЕРГИЯ ОБРАЗОВАНИЯ И АКТИВАЦИИ МИГРАЦИИ ВАКАНСИЙ ВБЛИЗИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИСКЛИНАЦИИ	116
	Кокорев О.Б., Латыш В.В., Кандаров И.В., Александров И.В., Щербаков А.В., Краллич Г., Фодор А. (Уфа, Будапешт/Венгрия) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ – РАВНО- КАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ТИТАНА С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ КУЗНЕЧНОЙ ПРОТЯЖКОЙ	117
Charles of the Control of the Contro	Латыш В.В., Половников В.М., Кандаров И.В., Салимгареева Г.Х. (Уфа) СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОМБИНИРОВАННЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЫШЕННЫХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В УСЛОВИЯХ ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ	118
	Кандаров И.В., Кокорев О.Б., Латыш В.В., Салимгареева Г.Х., Валиев Р.З. (Уфа) ПРИМЕРЫ ПОЛУЧЕНИЯ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ ОПЫТНЫХ ПАРТИЙ ТИТАНОВЫХ НАНОПОЛУФАБРИКАТОВ РАЗЛИЧНОЙ НОМЕНКЛАТУРЫ.	119
	Кравцов А.В. (Екатеринбург) ДИНАМИЧЕСКИЙ СЦЕНАРИЙ ЗАРОЖДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕРЕГИБОВ	120
	Наумов Л.А., Докукина И.А., Ананьева Е.А. (Самара) ПОЛУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ	121
Control of the last of the las	Куранаков С.Я. (Барнаул) ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ И СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ	122

Фадин В.В., Алеутдинова М.И. (Томск) ГРЕНИЕ КОМПОЗИТОВ СО СТАЛЬНОЙ ОСНОВОЙ В УСЛОВИЯХ СКОЛЬЗЯЩЕГО ГОКОСЪЕМА.	123
Пронина Ю.Г. (Санкт-Петербург) КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЛИННОЙ ТРУБЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОСТОЯННОГО ДАВЛЕНИЯ ПРИ РАВНОМЕРНОЙ КОРРОЗИИ	124
Горский В.А., Успенская М.В., Сиротинкин Н.В. (Санкт-Петербург) ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АКРИЛАТНЫХ ПОЛИМЕРОВ С БИНАРНЫМ НАПОЛНЕНИЕМ	125
Панькин Н.А., Смоланов Н.А. (Саранск) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ	126
Смоланов Н.А., Бузлаев А.В., Панькин Н.А. (Саранск) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОСЛЕ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТНОЙ НАГРУЗКИ	127
Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В. (Томск) АТОМНЫЕ МОДЕЛИ ЗАРОЖДЕНИЯ ЧАСТИЧНЫХ И ПОЛНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В НАНОСТРУКТУРНЫХ ГЦК СПЛАВАХ	128
Шуба Я.В., Дитенберг И. А.,Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П., Овчинников С. В., Коротаев А. Д., Чернов В. М., Ермолаев Г. Н., Потапенко М. М. (Томск, Москва) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ V-4%Тi-4%Сr	129
Малкин А.И., Шумихин Т.А. (Москва) СТАТИСТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ КВАЗИХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ	130
Коледов В.В., Костюк Д.А., Кузавко Ю.А., Ховайло В.В., Шавров В.Г. (Москва, Брест/Беларусь) АКУСТОМАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	131
Костюк Д.А., Кузавко Ю.А. (Брест/Беларусь) АКУСТИЧЕСКИЙ СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИССИПАТИВНО-ДИСПЕРСИОННОЙ СРЕДЫ	132
Бучельников В.Д., Козак А.Ф., Коледов В.В., Костюк Д.А., Кузавко Ю.А., Ховайло В.В., Шавров В.Г. (Челябинск, Москва, Брест/Беларусь) НЕЛИНЕЙНЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	133
Козак А.Ф., Костюк Д.А., Кузавко Ю.А., Ховайло В.В., Шавров В.Г. (Москва, Брест/Беларусь) ПОВЕРХНОСТНЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ВОЛНЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	134
Кузнецов П.В., Панин В.Е., Битютская Л.А., Богатиков Е.В., Петракова И.В (Томск, Воронеж) СТАДИИ И МАСШТАБЫ ФОРМИРОВАНИЯ ФРАКТАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ И СПЛАВА Д16 ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ	135
Пинжин Ю.П., Овчинников С. В., Тюменцев А. Н., Коротаев А. Д., Мошков В. Ю., Савостиков В.М. (Томск) СТРУКТУРА НАНОКОМПОЗИТНЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ті-Si-B-N	136
Мошков В.Ю., Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Овчинников С.В. (Томск) ОСОБЕННОСТИ УПРУГО-НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СУБМИКРО- И НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА.	137
Крыловский В.С., Лебедев В.П., Лебедев С.В. (Харьков/Украина) НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ НЕКОТОРЫХ ГЦК - МЕТАЛЛОВ: ХАРАКТЕРИСТИКИ, СОСТОЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СИСТЕМЫ, СТАТИСТИКА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ	138
Бахрушин В.Е., Чириков А.Ю., Шумада Р.Я., Галенко С.В. (Запорожье/Украина) АНАЛИЗ СЛОЖНЫХ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ	139

Бахрушин В.Е., Чириков А.Ю. (Запорожье/Украина) ЗЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА И ГАФНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКУЮ РЕЛАКСАЦИЮ АЗОТА В НИОБИИ	140
Saxpyшин В.Е., Ткаченко Р.А. (Запорожье/Украина) ЭСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИНИЙ СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ ОСАЖДЕНИИ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ КРЕМНИЯ	141
Герешенко Н.А., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Панов А.В., Шабуров Д.В. (Екатеринбург, Челябинск) ЭСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СОСТАВНЫХ И МОНОЛИТНЫХ СТАЛЬНЫХ ЭБРАЗЦОВ	142
Совалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. (Томск) МЕХАНИЗМЫ АННИГИЛЯЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ДИСПЕРСНО- ИТРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ С НЕКОГЕРЕНТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ	143
ригорьева Н.А., Ковалевская Т.А.(Томск) ІАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОН СДВИГА В СПЛАВЕ AI–Zn–Mg, ІАХОДЯЩЕМСЯ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	144
Колосков В.М., Дерягин А.И., Завалишин В.А., Гапонцев В.Л. (Екатеринбург) МЕССБАУЭРОВСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАССЛОЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЦЕФОРМАЦИИ.	144
Рублинецкая Ю.В., Слепушкин В.В., Мощенская Е.Ю., Суськина Е.Л. (Самара) ПОКАЛЬНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ КАК МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ, СПЛАВОВ, ПОРОШКОВЫХ И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	145
Скворцов А. А., Белов Д. И., Гальчин С.Н. (Ульяновск) 13УЧЕНИЕ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В КРЕМНИИ МЕТОДОМ ЦИСЛОКАЦИОННОГО АНГАРМОНИЗМА.	146
Скворцов А.А., Гальчин С.Н. (Ульяновск) УЛЬТРАЗВУКОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ И МЕТАЛЛАХ	147
Скворцов А.А., Рыбин В.В., Романенко И.П. (Ульяновск) ОБРАЗОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПОЛУПЕТЕЛЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ИМПУЛЬСНОМ РАЗОГРЕВЕ ЕГО ПОВЕРХНОСТИ.	148
Мальцева Л.А., Грачев С.В., Мальцева Т.В., Озсрец Н.Н., Мисарь А.В. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ	149
Владимиров А.П., Гладковский С.В., Смирнов С.В., Богданова Т.П. (Екатеринбург) ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ И ФРАКТОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА	150
Вержаковская М.А., Покоев А.В. (Самара) ЧАСТОТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ДИФФУЗИИ AI В Fe В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	151
Журавель Л.В., Фавстов Ю.К. (Самара) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ Cu-20%Sn	152
Киселева Т.Д. (Самара) СРАВНЕНИЕ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ НАГРУЗКАХ ПРУЖИН И ЛОПАТОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ	152
Макаев Р.И. (Уфа) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	153
Салимгареева Г.Х., Ссменова И.П., Латыш В. В., Валисв Р.З. (Уфа) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОТЖИГОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УМЗ ТИТАНОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ.	154
Белошенко В.А., Возняк Ю.В. (Донецк/Украина) ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ С ИЗМЕНЕНИЕМ ОБЪЕМА В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ С УПЛОТНЯЮЩИМСЯ НАПОЛНИТЕЛЕМ	154

	1.55
Валюженич М.К., Курицын В.Н., Стулин В.В., Тютяев А.В. (Самара) IEPCTEKTИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В ПОВЕРХНОСТНОМ УПРОЧНЕНИИ ИЗДЕЛИЙ 13 ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	155
МВАНОВ К.В., МИШИН И.П., КОЛОБОВ Ю.Р. (ТОМСК, БЕЛГОРОД) ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СУБМИКРО- ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СУБМИКРО- ТЕРМИЧЕСКОГО МОЛИБЛЕНА. ПОЛУЧЕННОГО РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ	156
ИНТЕНСИВНОИ ПЛАСТИЧЕСКОИ ДЕЗОТОВНЕНИ В.А., Эфрос Б.М (Екатеринбург, Ивченко В.А., Дерягин А.И., Варюхин В.Н., Завалишин В.А., Эфрос Б.М (Екатеринбург,	157
Донецк/Украина) ОБРАЗОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ КЛАСТЕРОВ ПРИ РАССЛОЕНИИ СПЛАВА Fe58Ni30Cr12 В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	158
Fe58Ni30Cr12 В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВЛЕНТЫМ Б.А. (Екатеринбург, Донецк/Украина) Варюхин В.Н., Дерягин А.И., Эфрос Б.М., Завалишин В.А. (Екатеринбург, Донецк/Украина) ОСОБЕННОСТИ РАССЛОЕНИЯ СПЛАВА Fe58Ni30Cr12 ПРИ ГОРЯЧЕЙ РАВНОКАНАЛЬНОЙ ВИНТОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ	1000
Левин Д.М., Чуканов А.Н. (Тула) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ КРИТЕРИЕВ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ	159
Чуканов А.Н., Чуканова А.А. (Тула) ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ – ИНСТРУМЕНТ В ОЦЕНКЕ ДЕГРАДАЦИИ И ДЕСТРУКЦИИ	160
СТАЛЕЙ Беляев С.П., Чумляков Ю.И., Реснина Н.Н. (Саикт-Петербург, Томск) ИНИЦИИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ОТЖИГЕ ИНИЦИИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ТРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ОТЖИГЕ	161
ИНИЦИИГОВАТИЬ. ЗАКАЛЕННОГО МОНОКРИСТАЛЛА Ті–50,8 ат. %Ni Малашенко В.В. (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ ПОПЕРЕЧНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ НА ДИНАМИКУ ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ПРИМЕСНЫХ КРИСТАЛЛАХ	162
ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ПРИМЕСЕНЫЯ К.Т. Бердин В. К. (Уфа) АНАЛИЗ ГИПОТЕЗЫ ЕДИНОЙ КРИВОЙ ПО ДАННЫМ МАТЕМАТИЧЕСКОГО	163
ЭКСПЕРИМЕНТА Нуриева С. К., Бердин В.К. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ВИДА НАГРУЖЕНИЯ НА ТРАНСФОРМАЦИЮ ПЛАСТИНЧАТОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТЭ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТЭ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ	164
МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СТЫЛЬВА В ТИТИ В МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СТЫЛЬВА В ТИТИ В Р.З. (Уфа) ОДНОРОДНОСТЬ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ОБЪЕМНЫХ ЗАГОТОВКАХ МЕДИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	165
ЗАГОТОВКАХ МЕДИ ПРИ РАБПОКЛЯВ В В ЗАГОТОВКАХ МЕДИ ПРИ РАБПОКЛЯВ В ЗАГОТОВКАХ МЕДИ РАБПОКЛЯВ В ЗАГОТОВ В	166
ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ПРОЧНОСТВ ТУ СОВЕТЬ ОТ СОВЕТЬ О	167
ОРГАНА Туманов Н.В. (Москва) СТРУКТУРНЫЕ ОСНОВЫ СТАДИЙНОСТИ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН	168
СТРУКТУРНЫЕ ОСНОВЫ СТАДИЛЛОСТИ М. ЭКЗЕМІЛЯРОВА Е.О., АНТЕНОРОВА Н.П. (БУЛЕЧЕВ Н.Б., СМИРНОВ С.В., МЯСНИКОВА М.В., ЭКЗЕМІЛЯРОВА Е.О., АНТЕНОРОВА Н.П. (ЕКЯТЕРИНБУРГ) ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ	169
Выбонных М.А., Быков Р.Н., Николаев Е.А. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ	170
Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. (Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ОРГАНИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦЕ МОНОКРИСТАЛЛАХ	C
Беспалова И.В., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. (Томск) КРИВЫЕ ТЕЧЕНИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ	172

	Чернобай С. П. (Комсомольск-на-Амуре) ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ	173
	ОБЛІВОТКІ В В.В., НАЙДЕНКИН Е.В. (БЕЛГОРОД, ТОМСК) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОМЫШЛЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	174
	Ясников И. С. (Тольятти) ЭНЕРГЕТИЧЕСКИ ВЫГОДНОЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЕ ПОЛНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ В ЭЛЕКТРООСАЖДЁННЫХ ГЦК-МЕТАЛЛАХ	175
	Ясников И. С. (Тольятти) СУЩЕСТВОВАНИЕ ПОЛОСТЕЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ	176
	Ясников И. С., Довженко О. А. (Тольятти) МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ НИТЕВИДНЫХ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ МЕДИ	178
	ЯСНИКОВ И. С., ВИКАРЧУК А.А. (ТОЛЬЯТТИ) ДИАГРАММА ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ИЗ НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КЛАСТЕРОВ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ	179
	Еникеев Н.А., Абдуллин М., Назаров А.А. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СУБСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ГЦК МЕТАЛЛОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	180
г	Кукарско В.А. (Минск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СУБМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА ВЫНОСЛИВОСТЬ Ni-Cr СПЛАВОВ	181
	Гуреев Г.Д., Гуреев Д.М. (Самара) ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ПЛАСТИН ИХ ЛАЗЕРНОЙ И ЛАЗЕРНО-УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ	182
-	Шахназаров К.Ю., Шахназаров А.Ю. (Санкт-Петербург) АЛЬТЕРНАТИВНАЯ ВЕРСИЯ ЗАКОНА КУРНАКОВА О ВЗАИМОСВЯЗИ ТВЕРДОСТИ С ДИАГРАММОЙ СОСТОЯНИЯ, ОСНОВАННАЯ НА ДАННЫХ Н.С.КУРНАКОВА	183
-	ИІахназаров К.Ю., Шахназаров А.Ю. (Санкт-Петербург) РАЗУПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ - СМЕСЕЙ ПРИ УВЕЛИЧЕНИИ ДОЛИ ВТОРОЙ, БОЛЕЕ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ (НА ПРИМЕРЕ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ)	184
-	Барынкин В.Е., Лисицын А.С., Громаковский Д.Г., Ибатуллин И.Д. (Самара) ИССЛЕДОВАНИЕ КОНТАКТНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПРОГРАММНОГО ПАКЕТА ANSYS	185
1	Ибатуллин И.Д. (Самара) КИНЕТИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ	186
-	Барынкин В.Е., Громаковский Д.Г., Ибатуллин И.Д., Дынников А.В., Нассиф Н.С. (Самара) СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.	187
	Муравьёв В.И., Физулаков Р. А. (Комсомольск-на-Амуре) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ГАЗОЛАЗЕРНОГО РАСКРОЯ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	188
-	Лучкин Р.С., Выбойщик Л. М. (Тольятти) АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКОЙ ПОД СЛОЕМ ФЛЮСА И ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ СВАРКОЙ.	189
The second second	Сурсаева В.Г., Сухарева Е.А. (Черноголовка, Москва) ВЛИЯНИЕ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ И СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ	190
	Синясв Д.В., Старостенков М.Д., Полетаев Г.М., Коваленко В.В., Громов В.Е. (Новокузнецк. Барнаул) СТАБИЛЬНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni ₃ Fe.	191
	Амосов А.П., Бичуров Г.В., Родина Т.Ю., Шиганова Л.А. (Самара) НАНОПОРОШКИ И НАНОВОЛОКНА АЗИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВС	192

Паркин А. А., Жаткин С. С., Яковлев А. Ю., Мулендеев Д. А. (Самара) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ АІ-ТІ И АІ-В	193
Паркин А.А. (Самара) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОВОГО КОЭФФИЦИЕНТА ПОЛЕЗНОГО ДЕЙСТВИЯ ПРИ ОБРАБОТКЕ КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ	194
Паркин А.А., Жаткин С.С., Ткачев С.П. (Самара) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННО-НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКА WOKA PTA 6040	195
Стрелков В.И. (Самара) НАПРАВЛЕННЫЕ ДИФФУЗИОННЫЕ ПОТОКИ АТОМОВ С БОЛЬШИМИ ПАРЦИАЛЬНЫМИ КОЭФФИЦИЕНТАМИ ДИФФУЗИИ, КАК МЕТОД БОРЬБЫ	196
С РАДИАЦИОННОЙ ПОРИСТОСТЬЮ Стрелков В.И., Безногих В.Д. (Самара) АНИЗОТРОПИЯ ДИФФУЗИИ В КРИСТАЛЛАХ КУБИЧЕСКОЙ СИНГОНИИ	196
Бертяев Б.И. (Самара) ОРГАНИЗАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ	197
ОН АППЭНЦИИ К. ИСИМИРИ Лавро В.Н. (Самара) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ИЗДЕЛИЙ С ИЗНОСОСТОЙКИМИ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ	198
Радченко В.П., Небогина Е.В., Андреева Е.А. (Самара) МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ОДНООСНОМ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ С ПОЗИЦИЙ СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОГО ПОДХОДА	199
Ахметсагиров С.М., Амосов А.П., Бичуров Г.В., Ищук А.Г., Сальников М.А. (Самара) О ВЛИЯНИИ УГЛЕРОДНОГО БАЛАНСА НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ЗУБКОВ БУРОВЫХ ДОЛОТ.	200
Сальников М.А., Ишук А.Г., Бичуров В.Г., Ахметсагиров С.М. (Самара) О СВЯЗИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ С ИХ МАГНИТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ	201
Зиновьева Т.Ю. (Самара) СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ ПУЛЬСИРУЮЩЕЙ МОЩНОСТИ	202
Ищук А.Г., Пугачева Т.М., Клименко А.В. (Самара) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 19ХГНМА РАЗЛИЧНОЙ ВЫПЛАВКИ	203
Ведерникова И.И., Коршунов А.И., Поляков Л.В. (Саров) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛЗУЧЕСТИ И РЕЛАКСАЦИИ ПЕНОПЛАСТА ПС-1 РАЗЛИЧНОЙ ПЛОТНОСТИ	204
Панфилов П.Е., Трубников В.В., Григорьев С.С. (Екатеринбург) МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕНТИНА В ЗДОРОВЫХ И ПАТОЛОГИЧЕСКИХ ЗУБАХ	205
Митлина Л.А., Янковская Т.В., Камашев А.В. (Самара) ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ Mg-Mn ФЕРРОШГИНЕЛЕЙ В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ.	206
Жаткин С.С., Мулендеев Д.А., Молчатский С.Л., Тихонова Е.Н. (Самара) ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СПЛАВОВ AI-Ni НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРИ ЛАЗЕРНОМ СИНТЕЗЕ.	207
Веттегрень В.И., Щербаков И.П., Мамалимов Р.И., Мамедов Р. К. (Санкт-Петербург) КИНЕТИКА МЕХАНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ	208
Кузнец Е.А., Самборук А.Р. (Самара) ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЦЕПТУРЫ АЭРОЗОЛЕОБРАЗУЮЩЕГО ОГНЕТУШАЩЕГО СОСТАВА, ГЕНЕРИРУЮЩЕГО ХЛОРИДЫ НАТРИЯ И КАЛИЯ	209
Новоторов И.А., Самборук А.Р. (Самара) РЕЦЕПТУРА ГАЗООБРАЗУЮЩЕГО СОСТАВА ДЛЯ НАДДУВА ПОРОШКОВЫХ ОГНЕТУШИТЕЛЕЙ	210

Колупаева С.Н., Семенов М.Е. (Томск) АВТОМАТИЗАЦИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В ГЦК МАТЕРИАЛАХ	211
Хмелевская И.Ю., Абрамов В.Я., Александрова Н.М., Боровков Д.В., Макушев С.Ю., Полякова Н.А., Попов Н.Н., Прокошкин С.Д. (Москва, Саров) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Ті-Ni-Nb(-Zr) С ШИРОКИМ МАРТЕНСИТНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ	212
Рыклина Е.П., Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д., Татьянин Е.В., Инаекян К.Э., Трубицына И.Б. (Москва) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ И ПАРАМЕТРОВ ВНЕШНЕГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ОБРАТИМЫЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ NITI И ЕГО РЕАЛИЗАЦИЯ В МЕДИЦИНСКОМ ИМПЛАНТАТЕ	213
Филимонов А.Б., Сидоров А.А. (Самара) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МНК ДЛЯ РАСЧЕТА МАГНИТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ФЕРРОШПИНЕЛЬНЫХ ПЛЕНОК ИЗ ОРИЕНТАЦИОННЫХ И ЧАСТОТНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ФМР.	213
Конаков В.Г., Федоровский Г.Д., Морозов В.А. (Санкт-Петербург) ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ, СТРУКТУРА И ФИЗИКО-ХИМИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ	216
Муслов С.А. (Москва) ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ ПОЛЫХ ОРГАНОВ	217
Кирсанов Р.Г., Кривченко А.Л. (Самара) ОБЗОР МОДЕЛЕЙ, ОПИСЫВАЮЩИХ МЕХАНИЗМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ТЕЛ С ПРЕГРАДОЙ	218
Юшин В.Д., Бунова Г.З., Воронин С.В. (Самара) МЕТОДИКА КОМПЬЮТЕРНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	219
Целлермаер И.Б., Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СВОБОДНОМ ФЕРРИТЕ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ОТОЖЖЕННОЙ СТАЛИ 65Г ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ	220
Пугачева Т.М. (Самара) ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЫБРАКОВКИ НИЗКОСТОЙКИХ ШАРОШЕК БУРОВЫХ ДОЛОТ	221
Кравченко И.Б., Курицын В.Н. (Самара) ВЛИЯНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ	222
Ткачёв С.П. (Самара) БЕЗЭТАЛОННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК КУБИЧЕСКИХ СТРУКТУР	223
Камашев А.В., Мумбер И.И. (Самара) ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УПРОЧНЕНИЕ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	224
Опарин В.Б., Соснина М.В. (Самара) ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ	225
Аникин А.В., Литвинов Ю.М. (Москва, Зеленоград) ГЛУБИНА И СТРУКТУРА НАРУШЕНИЙ В ПЛАСТИНАХ САПФИРА ОРИЕНТАЦИИ (10 Ī 2) ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПОВ ЕГО ОБРАБОТКИ	226
Криштал М.М., Мерсон Д.Л., Чугунов А.В. (Тольятти) О КОРРЕЛЯЦИИ СПЕКТРАЛЬНЫХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ПРОЦЕССАМИ ТРЕНИЯ И ИЗНОСА	227
Маркушев М.В. (Уфа) КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ.	228

Митлина Л.А., Виноградова М.Р., Косорлуков И.А., Кривошеева Е.В. (Самара) ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО И ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ	229
Фавстов Ю. К. (Самара) КРИСТАЛЛОГРАФИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ	230
Денисова Д.А., Цыбускина И. И., Викарчук А.А. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ ПОДЛОЖКИ НА СТРОЕНИЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ ГАЛЬВАНОСТАТИЧЕСКОМ ОСАЖДЕНИИ	231
Денисова Д.А., Дорогов М.В., Викарчук А.А. (Тольятти) ПОЛУЧЕНИЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ.	232
Гюрьков М.Н., Викарчук А.А., Власенкова Е.Ю. (Тольятти) ПУТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МЕТАЛЛОВ С ЗАДАННЫМИ СВОЙСТВАМИ.	233
Мерсон Д. Л., Черняева Е. В. (Тольятти, Санкт-Петербург) ЭВОЛЮЦИЯ СПЕКТРАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 35Г2 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА	234
Фавстов Ю. К., Лисовский В. А., Шешунова Е. И. (Самара) ДЕМПФИРУЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ БРОНЗ, РЕКОМЕНДУЕМЫХ ЦЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОЛОКОЛОВ	235
Грубицына И.Б., Коротицкий А.В., Инаскян К.Э., Прокошкин С.Д., Столяров В.В., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В. (Москва) ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ ГІ-NІ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	236
Коротицкий А.В., Гундырев В.М., Прокошкин С.Д., Зельдович В.И. (Москва, Екатеринбург) ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ МАРТЕНСИТА И ДЕФОРМАЦИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ті-Ni	237
Мелешко И.В., Тюрьков М.Н. (Гольятти) МОДЕЛЬ ПОВЕРХНОСТНОГО РОСТА КРИСТАЛЛОВ НА НАЧАЛЬНОМ ЭТАПЕ.	238
Галалова Е.А., Дорогов М.В., Викарчук А.А. (Тольятти) КИНЕТИКА ОБРАЗОВАНИЯ И РОСТА ОСАДКА ПРИ ПОТЕНЦИОСТАТИЧЕСКОМ ОСАЖДЕНИИ МЕДИ	239
Елизаров С.В., Алякритский А.Л., Сагайдак А.И. (Санкт-Петербург) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ ЦЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИЙ И ДИАГНОСТИКИ СООРУЖЕНИЙ.	240
Гялин Ю.И., Тялина В.А., Бутягин А.А., Золотова Д.В. (Тамбов) ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПОЛЯ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ С ВАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ	241
Емалетдинов А.К. (Уфа) АТОМНЫЕ МОДЕЛИ ДИСЛОКАЦИЙ И ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧНОСТИ АМОРФНЫХ И НАНОМАТЕРИАЛОВ	242
Емалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ЛОКАЛЬНЫМ ИСТОЧНИКОМ ЭНЕРГИИ	243
Бмалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ САМООРГАНИЗАЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ СВАРНОЙ ЗОНЫ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	244
Емалетдинов А.К. (Уфа) ГЕРМОДИНАМИКА И СИНЕРГЕТИКА ПЛАСТИЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ	245
Смирнов С.В., Антенорова Н.П., Мясникова М.В., Пугачева Н.Б., Экземплярова Е.О. [Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ В ЗОНЕ СВАРНОГО ШВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420Т	246

Коршунов А.И., Ведерникова И.И., Поляков Л.В., Кравченко Т.Н., Коротченкова И.И. (Саров) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОЛИЧЕСТВА ЦИКЛОВ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СКОРОСТНУЮ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ТИТАНА ВТ1-0	247
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Соболев А.С. (Екатеринбург) УСЛЮВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ЭФФЕКТА ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ	248
Пудов В.И., Соболев А.С., Драгошанский Ю.Н. (Екатеринбург) ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКОЙ	249
Пудов В.И., Соболев А.С. (Екатеринбург) СПОСОБ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ	250
Пудов В.И., Соболев А.С., Колосков В.М. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТЬ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКЕ	251
Рубаник В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. мл., Шилин А.Д., Платов С.И. (Витебск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ПРОЦЕСС ПРЕССОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	252
Полянский А.М., Полянский В.А., Мерсон Д.Л., Черняева Е.В. (Санкт-Петербург, Тольятти) ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ И СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА КОНЦЕНТРАЦИЮ ВОДОРОДА В СТАЛИ 32Г2	253
Мерсон Д.Л., Черняева Е.В., Мещеряков Д.Е., Дементьев С.И. (Тольятти, Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В ПРОЦЕССЕ ИНДЕНТИРОВАНИЯ СТАЛИ 20	254
Полстика Т.М., Колосов С.В., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П., Нариманова Г.Н. (Томск) НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ НА МАКРО- И МИКРОУРОВНЯХ	255
Мышляев М.М., Коновалова Е.В., Мышляева М.М. (Москва, Черноголовка, Сургут) ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ	256
Витязь П.А., Жорник В.И., Кукарско В.А. (Минск/Беларусь) МЕХАНИЗМ ФРИКЦИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТРЕНИИ В СРЕДЕ СМАЗОЧНОГО МАТЕРИАЛА, МОДИФИЦИРОВАННОГО УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ АЛМАЗОГРАФИТОВЫМИ ДОБАВКАМИ	257
Вершинина Т.Н., Иванов М.Б., Колобов Ю.Р., Леонтьева-Смирнова М.В. (Белгород, Москва) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ЖАРОПРОЧНОСТЬ 12%-Й ХРОМИСТОЙ СТАЛИ	258
Панченко А. М., Попов Н. Н. (Саров) АКУСТОУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТЫХ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОЙ УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ	259
Шуваев В.Г. (Самара) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТОДАМИ ВИБРАЦИОННОЙ ДИАГНОСТИКИ	260
Штриков Б.Л., Узенгер А.А. (Самара) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗНОСА ТЕЛ КАЧЕНИЯ	261
Штриков Б.Л., Батищева О.М. (Самара) АНАЛИЗ ПОДХОДОВ К ПРОГНОЗИРОВАНИЮ СОСТОЯНИЯ ОБЪЕКТОВ НА ОСНОВАНИИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ ОРГАНИЗАЦИИ ПРЕВЕНТИВНОЙ ДИАГНОСТИКИ	262
Штриков Б.Л., Шуваев И.В. (Самара) СБОРКА РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ	263
Яговкин Н.Г., Ниц А.А., Савельев С.Н. (Самара) СПОСОБ ОЦЕНКИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ИЗДЕЛИЙ.	264
Митлина Л.А., Мазанко В.Ф., Герцрикен Д.С., Миронова О.А. (Самара, Киев/Украина) ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ ПРИ УДАРНОЙ СВАРКЕ В ВАКУУМЕ	265

Мазанко В.Ф., Штеренберг А.М., Герцрикен Д.С., Миронова Т.В. (Самара, Киев/Украина) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ СО СТАЛЯМИ В УСЛОВИЯХ	266
СКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Миронов В.М., Миронов Д.В. (Самара) ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ АТОМОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ НОВЬШИЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	267
ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИ ПОВЫШЕЛЛЯ. (Самара, Киев/Украина) Миронов В.М., Коваль Ю.Н., Герцрикен Д.С., Алексеева В.В. (Самара, Киев/Украина) ОБРАЗОВАНИЕ КАРБИДОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В УСЛОВИЯХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	268
MAPTEHCUTHBIA TIFEBI ALLEMINI	269
именной указатель	274
СОДЕРЖАНИЕ	

Научинов издания

Публингустся в авторокой реализань.
 Техническое рефоктирования, оформление и компьямом рам.

В. В.

монецирутым итупличатиляли и итрепенцы изверяе

Подолескир в лечать 13 06.06 . Формат 60±86/16 Бузаке офостная Іспать офосилав. Усл. п.п., 16,97, Уэ. изд. в 16.8 Тикак 250 гол. С -166

Государственные образовательное учреждение выслесто пислостольными о образования об эмпрекой государственный госов ческой учинарствую Ad3 100, т. Сливер, ул. Можемо варией ком, Мей темпену Отпечатие в типографии Самирского государственного токиневорите учинатель са 443100, к. Сливер, ул. Можемите будев. Мед Сормус № 3