

XLII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»

*26-29 мая 2004 г.
г. Калуга*

Материалы конференции



ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ МАЛО- И СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ВОЛОЧЕНИЯ

Грачев В.В., Громова А.В., Целлермаер В.Я., Козлов Э.В.¹⁾, Ивахин М.П.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

gromov@sibsiu.sibsiu.ru;

¹⁾ *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,*

kozlov@mail.tomsknet.ru

Согласно современным представлениям, процесс пластической деформации является многоуровневым. На стадии развитой пластической деформации, наблюдающейся при обработке металлов давлением, для корректного описания формоизменения необходимо знание характера и закономерностей эволюции дефектной структуры. В ходе технологических процессов, в условиях сложной деформации в металлическом материале формируются различного типа дислокационные субструктуры. Это обстоятельство оказывает существенное влияние на сопротивление материала деформированию и разрушению. Однако до настоящего времени изучение дислокационных субструктур проводилось, главным образом, в условиях сравнительно простого напряженно-деформированного состояния, однородной деформации и на моно- и поликристаллических экспериментальных образцах, по своему химическому составу достаточно далеких от сталей и сплавов промышленного применения. Таким образом, исследование эволюции дислокационных субструктур сталей в условиях неоднородной пластической деформации в широком интервале значений степени ее, несомненно, актуально и представляет интерес как в теоретическом, так и в практическом аспектах. Холодное волочение проволоки относится к числу наиболее распространенных технологических операций, связанных с обработкой металлов давлением, и отличается значительной неоднородностью деформации материала. Выполненные в данной работе исследования позволяют проследить эволюцию дислокационной субструктуры ряда углеродистых феррито-перлитных сталей, которая имеет место в процессе волочения.

Исследования проводили на низко- и среднеуглеродистых сталях марок 1кп, 2кп, 3кп, 10, 20. Деформацию катанки диаметром 6,5 мм осуществляли волочением с варьируемыми степенями обжатия 0...80 %, скоростями волочения 0,03-3,0 м/с, величинами угла раскрытия фильеры 12 и 16 град. Исследования дислокационной субструктуры и определение ее количественных параметров проводили методами электронной дифракционной микроскопии. Показано, что в целом, по мере увеличения степени деформации, в исследуемых сталях основная цепочка структурных превращений в дислокационном ансамбле такова: хаос → сетки → ячейки → анизотропные фрагменты → изотропные фрагменты. Установлено, что увеличение суммарной степени деформации сопровождается развитием процесса фрагментации, и объемная доля фрагментированной субструктуры практически линейно возрастает с увеличением истинной деформации. Этот процесс обусловлен релаксацией дальнедействующих полей напряжений и самоорганизацией дислокационной субструктуры. Объемные доли субструктур меняются по сечению проволоки таким образом, что их эволюция ближе к завершению в центральной зоне. Скалярная плотность дислокаций и кривизна-кручение кристаллической решетки возрастают, а размер ячеек и фрагментов уменьшается по мере приближения к центру образца. Увеличение скорости волочения повышает скалярную плотность дислокаций и создает более однородное распределение этой характеристики по поперечному сечению.

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ПОВТОРНОМ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИИ

Лейкина О.С., Громов В.Е., Коновалов С.В.

Сибирский Государственный Индустриальный Университет, Новокузнецк, Россия
gromov@sibsiu.sibsiu.ru;

В современном мире значительная часть конструкций и деталей механизмов работают в режимах повторно-переменных нагрузок. Это приводит к неизбежному износу изделий. В настоящее время предложен целый ряд методов, увеличивающих рабочее время механизмов, подвергающихся циклической усталости.

Для увеличения усталостного ресурса нами был предложен метод токового воздействия. Было также установлено, что максимальная эффективность метода наблюдается только в том случае, если токовую обработку проводить в определенной точке. Экспериментальным путем установлено, что наибольшее увеличение усталостного ресурса наблюдается при электростимулировании образца на третьей стадии зависимости $\sigma(N)$. Наблюдаемый эффект составлял 25-35%.

Одновременно с получением такого эффекта встал вопрос, какой будет получен результат, если образцы подвергнуть повторному токовому воздействию.

Исследования проводили на стали 08X18H10T в условиях многоциклового усталости. Повторному электростимулированию подвергали образцы после дополнительного нагружения до стадии, соответствующей падению скорости ультразвука до 0,8% от исходного.

Исследования показали, что после первого электростимулирования средний размер зерен составлял 17,5 мкм. Зерна были анизотропны, коэффициент анизотропии $\sim 4,1$. Повторное токовое воздействие приводит к увеличению среднего размера зерен до 20 мкм. При этом изменяется и распределение зерен по размерам. В результате повторного электростимулирования существенно сократилось число зерен минимального размерного класса ($D < 10$ мкм). Данные результаты, очевидно, свидетельствуют о том, что повторное токовые воздействия сопровождаются протеканием в приповерхностных слоях стали процессов собирательной рекристаллизации. Отметим, что процесс рекристаллизации носит незавершенный характер. В большинстве случаев границы зерен искривлены, что указывает на их неустойчивое (неравновесное) состояние. Увеличение дисперсии в функции распределения зерен по размерам в результате повторного электростимулирования указывает на то, что процесс собирательной рекристаллизации ведет в сторону увеличения равновесия ансамбля зерен. Рост дисперсии означает рост энтропии ансамбля зерен и, соответственно, уменьшение свободной энергии. В ту же сторону действует и рост размера зерен. При этом уменьшается площадь границ зерен и, соответственно, внутренняя энергия зеренной структуры. Все эти процессы уменьшают свободную энергию ансамбля зерен поликристалла.

После однократного токового воздействия многие зерна содержали двойники отжига. Объемная доля таких зерен $\sim 0,28$ структуры материала. Объемная доля зерен с двойниками увеличивается до $\sim 0,35$. При этом отмечается как увеличение средних размеров двойников, так и количества зерен, содержащих двойники.

Из вышесказанного можно считать, что после двукратного токового воздействия наблюдается увеличение усталостного ресурса с $N = 260000$, при однократном токовом воздействии, до $N = 270000$ циклов – при вторичном.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Министерства образования А03-3.17-455

ЗАВИСИМОСТЬ СТЕПЕНИ НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ ЖЕЛЕЗА ОТ ИНТЕНСИВНОСТИ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ

Мартусевич Е.В., Будовских Е.А., Громов В.Е.

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

Разрушение деталей машин и механизмов в процессе эксплуатации, как правило, происходит с их поверхности. Одним из направлений защиты и упрочнения поверхности является использование концентрированных потоков энергии, например, импульсных потоков гетерогенной плазмы электрически взрывааемых проводников.

Электровзрывное легирование проводится в режимах воздействия, которые обеспечивают расплавление поверхности и насыщение ее продуктами взрыва, как пароплазменными, так и конденсированными. После окончания обработки происходит самозакалка поверхностных слоев путем отвода тепла в объем детали.

В данной работе изучали зависимость степени науглероживания железа от режима воздействия, который можно задавать, изменяя величину зарядного напряжения емкостного накопителя энергии, геометрические параметры разрядного устройства и расстояние облучаемой поверхности от среза сопла. В данной работе режим воздействия изменяли, варьируя только величину зарядного напряжения. В качестве взрывааемых проводников использовали углеграфитовые волокна, а облучению подвергали поверхность образцов рафинированного железа. Содержание фаз в модифицированных легированием слоях определяли, проводя количественный рентгеноструктурный фазовый анализ. Зная объемное содержание цементита, остаточного аустенита и феррита в слое, приближенно определяли общее содержание углерода в нем. Оказалось, что зависимость степени легирования поверхности от интенсивности воздействия в условиях опытов могла быть аппроксимирована прямой.

Анализ полученных результатов представлял определенные трудности, связанные с тем, что изменение зарядного напряжения вызывает одновременное повышение температуры и давления плазмы в ударно-сжатом слое, образующемся вблизи облучаемой поверхности. При этом изменяется соотношение между компонентами гетерогенного плазменного пучка продуктов взрыва. А именно, с увеличением зарядного напряжения в пучке увеличивается содержание пароплазменного компонента и уменьшается содержание частиц конденсированной фазы (в данном случае мелкодисперсных частиц, представляющих собой обрывки углеграфитовых волокон). Кроме того, с ростом зарядного напряжения увеличивается также и глубина расплавленных слоев, а, следовательно, и объем легируемого металла. При аналитическом описании процесса науглероживания были учтены все перечисленные особенности электровзрывного легирования. Кинетику науглероживания описывали выражением для потока углерода через поверхность в виде экспоненциальной функции температуры, достигаемой на поверхности в процессе импульса воздействия. Температуру поверхности и глубину зоны плавления рассчитывали, исходя из того, что тепловой поток через поверхность был обусловлен, в основном, излучением плазмы в ударно-сжатом слое. Это позволило определить энергию активации процесса науглероживания и количественно объяснить выявленные закономерности, прежде всего, линейную в области исследованных режимов воздействия зависимость степени легирования пароплазменным компонентом пучка от поглощаемой плотности мощности и давления плазмы на поверхность.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Ni-Cr-P-Si-B

Семи́н А.П., Громо́в В.Е., Глезе́р А.М.*, Коно́валов С.В.

Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

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

Данная работа ставила своей целью разработку новых экономно-легированных аморфных сплавов с уровнем прочности свыше 2000 МПа и достаточным сцеплением с пластмассой при изготовлении композитов типа металл-пластмасса. Металлический компонент такого композита должен сочетать высокую прочность, достаточную пластичность, удовлетворительную адгезионную прочность, определенную коррозионную стойкость и содержать минимальное количество дефицитных и дорогостоящих компонентов. Для решения этой задачи нами был проведен поиск химического состава аморфного сплава на основе железа, содержащего минимальное количество дорогостоящего бора в качестве элемента-аморфизатора.

При установлении влияния каждого из легирующих элементов учитывалось, что наибольшую объективность и достоверность количественных оценок обеспечивает использование статистических методов планирования эксперимента [1]. Поэтому в работе использована матрица математического планирования типа 2^{5-2} . При этом содержание Ni варьировалось от 6 ат.% (нижний уровень) до 10 ат.% (верхний уровень); содержание Cr - от 8 до 12 ат.%; содержание P - от 12 до 16 ат.%; содержание Si - от 1 до 4 ат.% и, наконец, содержание B - от 2 до 4 ат.%,

Регрессионный анализ реализованного плана эксперимента позволил получить ортогональные статистические модели: $Y_1(T_x) = 100 - 33X_3 - 33X_4 - 23X_5 + 33X_1X_3$ (1), $Y_2(HV) = 8175 + 275X_1 + 550X_4 - 250X_5 + 425X_1X_2$ (2), $Y_3(\sigma_6) = 103 - 15X_3 - 17X_4 - 15X_5 + 17X_1X_3$ (3), где Y_i - функция отклика (T_x , HV , σ_6 соответственно); X - связанная с натуральной переменной x_i (концентрацией соответствующего элемента) следующим соотношением: $X_i = (x_i - x_{i0})/I_i$ (4), где x_{i0} - концентрация соответствующего элемента на нулевом уровне, I_i - соответствующий интервал варьирования.

Анализ полученных уравнений показывает, что увеличение содержания P и Si существенно понижает значения T_x и σ_6 , однако одновременное увеличение (снижение) содержания P и Ni приводит к росту этих характеристик механических свойств. Прочностные свойства аморфной матрицы правильнее оценивать по методике, которая не чувствительна к технологическим дефектам, а именно, методом микротвердости (уравнение (2)). Например, легирование кремнием снижает прочность сплавов (σ_6), но при этом увеличивает значение микротвердости (HV) (см. уравнения регрессии (2) и (3)). Кроме того, значение HV чувствительно как к содержанию никеля в сплаве, так и к совместному содержанию хрома и никеля. Интересно отметить, что практически все изученные механические свойства оказались нечувствительны к содержанию в сплавах хрома.

В заключение отметим, что на основании применения метода математического планирования эксперимента предложены три композиции сплавов, состав которых соответствует высокому уровню механических свойств (предел прочности - 2000 МПа, температура отпускной хрупкости - 210-240⁰С): Fe₆₃Ni₁₀Cr₁₂P₁₂Si₁B₂, Fe₅₄Ni₁₀Cr₁₂P₁₆Si₄B₄, Fe₆₁Ni₆Cr₁₂P₁₆Si₁B₄.

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ УСТАЛОСТИ

Соснин О.В., Громова А.В., Коновалов С.В., Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф. *,
Козлов Э.В. *

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

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

Методами дифракционной электронной микроскопии проведены исследования дефектной субструктуры аустенитных сталей 08X18H10T и 45Г17ЮЗ при усталостных испытаниях.

В результате предварительной термомеханической обработки в обеих сталях формируется широкий набор дислокационных субструктур. Наблюдаются зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации (дислокационный хаос), и зерна, имеющие упорядоченную дислокационную субструктуру - сетчатую и фрагментированную. При этом фрагментированная субструктура, в свою очередь, содержит внутри себя либо хаотически распределенные дислокации, либо сетки. В стали 08X18H10T основной является хаотическая субструктура, занимающая 0,8 объема материала; в стали 45Г17ЮЗ – фрагментированная (0,7 объема материала).

Интересной особенностью дислокационной субструктуры стали 08X18H10T является наличие в исходном состоянии большого количества дислокационных петель вакансионного типа.

В стали 08X18H10T при малоцикловой усталости цепочка дислокационных структур выглядит следующим образом: *хаос + сетки + фрагменты* → ($1,3 \cdot 10^4$ циклов, разрушение) → *ячейки + фрагменты*. Очевидно, на начальной стадии усталостных испытаний в объеме материала, занятого хаотической и сетчатой субструктурами, формируется ячеистая субструктура, которая, в свою очередь, при увеличении числа циклов нагружения частично превращается во фрагментированную.

В стали 45Г17ЮЗ циклическое нагружение сопровождается следующей схемой превращения дислокационной субструктуры:

фрагменты + сетки + хаос → ($7 \cdot 10^4$ циклов) → *фрагменты + сетки* → ($10,2 \cdot 10^4$ циклов, разрушение) → *фрагменты + сетки + хаос*.

Очевидно, что на начальной стадии многоциклового нагружения хаотическая субструктура перестраивается в сетчатую. К моменту усталостного разрушения образца в зоне разрушения вновь фиксируется субструктура дислокационного хаоса, формирующаяся, по-видимому, в зернах динамической рекристаллизации, присутствующих в стали в исходном состоянии и образующихся в результате циклического нагружения. Подтверждением последнего предположения является факт снижения на стадии разрушения образца объема материала, занятого фрагментированной субструктурой, а также существенное измельчение зеренной структуры стали, вызванное протеканием в материале при многоцикловых усталостных испытаниях динамической полигонизации и последующей рекристаллизации.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ 60ГС2 В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВЫХ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ

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

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

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

Настоящая работа посвящена выявлению закономерностей эволюции дефектной субструктуры и фазового состава зоны усталостного роста трещины в предварительно закаленной стали 60ГС2 с концентратором напряжений, подвергнутой многоцикловым усталостным испытаниям [1].

Установлено, что закалка стали привела к формированию смешанной пакетно-пластинчатой мартенситной структуры, содержащей ~8–10 % остаточного аустенита. Средние поперечные размеры кристаллов пластинчатого мартенсита 242 ± 11 нм, пакетного мартенсита – 180 ± 10 нм, пакетов – единицы микрометра. Последующий низкотемпературный отпуск способствовал, во-первых, снижению скалярной плотности дислокаций с $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$ до $4,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; во-вторых, выделению и росту частиц цементита, расположенных внутри (пластинчатый мартенсит) и по границам (пакетный мартенсит) кристаллов. В первом случае частицы имели игольчатую форму, во втором – форму тонких прослоек. В-третьих, релаксации дальнедействующих полей напряжений. Объемная доля остаточного аустенита практически не изменилась.

Усталостное нагружение стали ($N = 1,2 \cdot 10^5$ циклов) привело к существенному изменению дефектной субструктуры материала. Оно способствовало образованию субзерен, относительное содержание которых ~ 44 % (остальное – кристаллы мартенсита отпуска). Средние размеры субзерен составляет $1,15 \pm 0,025$ мкм. Увеличение числа циклов нагружения до $\sim 1,46 \cdot 10^5$ (разрушенное состояние) привело к росту объемной доли субзерен до ~75% и увеличению их средних размеров до $1,7 \pm 0,03$ мкм. Внутри субзерен наблюдается клубково-сетчатая дислокационная субструктура. Скалярная плотность дислокаций $2,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. По границам субзерен и в их стыках, как правило, располагаются частицы цементита.

Обнаружены субзерна, в объеме которых частицы цементита располагаются параллельными рядами. В связи с этим высказано предположение, что данные субзерна формируются в результате парной коалесценции кристаллов пакетного мартенсита. Прослойки цементита, располагавшиеся вдоль границ кристаллов, при этом сохраняются.

На промежуточной стадии усталостного нагружения стали фиксируется перемещение большеугловых границ зерен, что указывает на протекание динамической рекристаллизации материала. Данный процесс сопровождается формированием в стыках границ областей, характерной особенностью которых является высокий уровень упругих полей напряжений, а также присутствие большого количества частиц цементита. Можно предположить следующий механизм образования областей, обогащенных углеродом. Перемещение большеугловой границы зерна сопровождается растворением встречающихся на ее пути частиц цементита, образовавшихся в стали при отпуске исходного состояния.

1. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, 2002. – 211 с.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРНОЙ СТАЛИ

Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф. *, Козлов Э.В. *, Громов В.Е., Коваленко В.В.

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

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

В работе исследовано методами металлографии и дифракционной электронной микроскопии структурно-фазовое состояния арматурной стали 18Г2С, прошедшей термоупрочнение по способу прерванной закалки.

В результате применения метода прерванной закалки в арматурном прутке формируется слоистая структура. При этом по мере удаления от поверхности охлаждения вглубь образца состояние материала изменяется закономерным образом. В приповерхностном слое стали 18Г2С формируется мартенситная структура, особенностью которой является высокая степень распада пересыщенного твердого раствора углерода в кристаллической решетке на основе α -железа и высокий уровень перестройки дислокационной субструктуры вплоть до протекания начальных стадий рекристаллизации. Эти сведения позволяют с высокой степенью достоверности восстановить температурную траекторию охлаждения приповерхностного слоя стали. Очевидно, что в результате быстрого снижения температуры стали произошло переохлаждение аустенита ниже температуры мартенситного превращения ($M_n = 390$ °С). Последнее способствовало $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению по сдвиговому механизму с образованием структуры, в основном, пакетного мартенсита. Под действием остаточного тепла, сохранившегося в объеме прутка, температура приповерхностного слоя после прекращения процедуры охлаждения повысилась, что привело к протеканию в стали процесса «самоотпуска», вызвавшего распад пересыщенного твердого раствора и преобразования дислокационной субструктуры кристаллов мартенсита.

В приосевом подслое центральной зоны прутка в результате прерванной закалки сформировалась структура, состоящая из зерен феррита и пластинчатого перлита. Формирование такой структуры возможно в случае сравнительно медленного охлаждения, когда $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение полностью завершается в перлитной области.

По мере удаления от центра прутка наблюдается, во-первых, некоторое измельчение зеренной структуры α -фазы и, во-вторых, замещение структуры пластинчатого перлита «псевдоперлитом». Это обусловлено, очевидно, увеличением скорости охлаждения стали, вызванным перемещением от центра прутка к поверхности его охлаждения в пределах области формирования феррито-перлитной структуры, т.е. смещением термокинетической кривой в сторону меньших времен охлаждения.

Структура промежуточной зоны образована зернами феррита различной степени дефектности, содержащими выделения карбидной фазы глобулярной и пластинчатой морфологии.

ЗАКАЛОЧНАЯ ЖИДКОСТЬ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРА ПК-2

Гриценок П.А., Трофимович В.Н.

Мозырский госпедуниверситет, Мозырь, Беларусь
mozvuz@mail.gomel.by

Вода и минеральные масла в течение многих десятилетий являлись наиболее распространенными закалочными охлаждающими средствами. Однако их технологические свойства настолько различны, что они могут быть признаны отвечающими требованиям сегодняшнего дня только в строго ограниченных случаях применения.

В условиях нарастающего дефицита энергоресурсов и ухудшающейся экологической обстановки особо актуальны работы и опыт по поиску эффективных заменителей дефицитных и экологически опасных минеральных закалочных масел.

Работы по замене закалочных масел негорючими средами проводятся практически во всех экономически развитых странах. Первоначально ставилась задача исключения возгорания закалочной ванны и обеспечения охраны производства от пожаров. В качестве таких заменителей использовались растворы жидкого стекла, моносulfитных щелоков, sulfитных бражек, поливинилового спирта, оксиэтилцеллюлозы, полиакриламида и некоторые другие полимеры.

Сравнительные испытания охлаждающей способности закалочных сред, таких как ЗСП-1 (поликриламид), ВП-3 (натриевая соль карбоксиметилцеллюлозы), ВП-2 (водорастворимый полимер на основе полиакриловой кислоты). Концентрация полимеров в водных растворах составили (%): ЗСП-1-0,15; ВП-3-1,94; ВП-1,88; ПК-2-1.

В процессе крупномасштабной промышленной эксплуатации закалочная среда на основе полимера ПК-2, по сравнению с указанными в начале закалочными охлаждающими средами, дала ряд преимуществ как технологических, так и экономических. Основные технико-экономические характеристики водополимерной закалочной жидкости ПК-2 приведены в таблице.

| №№ пп | Показатель | Закалочная среда | |
|----------|---|--------------------------------------|--|
| | | Масло | ПК-2 |
| 1 | Пожароопасность | Повышенная | Отсутствует |
| 2 | Экологическая опасность | Высокая | Практически отсутствует |
| 3 | Санитарная безопасность | Повышенная | Концентрация вредных выделений 1,5-2 раза ниже |
| 4 | Обрабатываемые материалы | Стали, чугуны, сплавы | Аналогично маслам |
| 5 | Термическое оборудование | Все типы закалочного оборудования | Все типы, Кроме закалки из расплавов солей |
| 6 | Необходимость наличия систем вентиляции и пожаротушения | Безусловная | Не требуется |
| 7 | Необходимость замены среды в закалочном баке | Требуется периодически полная замена | Замена не требуется, только корректировка |
| 8 | Необходимость промывки закаленных деталей | Промывка обязательна | Не требуется |

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ КАК ПЕРСПЕКТИВНОГО КЛАССА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гаврилюк В.Г.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, Киев, Украина
gavr@imp.kiev.ua

Дано физическое обоснование механизмов упрочнения сталей азотом на основе исследований электронной структуры, ближнего атомного порядка, энергии дефектов упаковки, распределения дислокаций и их взаимодействия с примесными атомами, фазовых превращений и распада пересыщенных твёрдых растворов, влияния способа, температуры и степени деформации на предел текучести [1].

Теоретически и экспериментально показано, что азот в гцк твёрдых растворах железа увеличивает плотность состояний на уровне Ферми, а углерод уменьшает её. Установлено, что увеличение концентрации свободных электронов на уровне Ферми способствует ближнему упорядочению атомов в твёрдом растворе, в то время как локализация электронов на атомных узлах приводит к ближнему расслоению и образованию кластеров. Как следствие, замена углерода азотом в аустенитных сталях повышает степень химической однородности аустенита, что позволяет получить стабильные гцк твёрдые растворы с повышенным содержанием азота – результат, недостижимый в углеродистых сталях из-за выделения карбидов хрома. Установлено, что ближнее атомное упорядочение, обусловленное азотом и, в ещё большей степени, азотом + углеродом повышает термодинамическую стабильность аустенита, что открывает возможность конструирования экономнолегированных нержавеющей аустенитных сталей.

Следствием усиления азотом металлической компоненты межатомных связей является высокая ударная вязкость азотистых аустенитных сталей.

Показано неоднозначное влияние азота на энергию дефекта упаковки. Исследована её температурная зависимость и объяснена аномально высокая низкотемпературная прочность азотистых аустенитных сталей, сочетающаяся с высокой вязкостью разрушения. Рассмотрена связь между обусловленным азотом ближним атомным упорядочением и планарным скольжением дислокаций, следствием которого является высокое сопротивление малоциклового усталости и крипу при повышенных температурах. Дан анализ механизма повышения азотом эффективности упрочнения аустенита границами зёрен (коэффициент Холла-Петча). Показано, что легирование азотом аустенитных сталей увеличивает прирост прочности при деформации, причиной чего является интенсивное двойникование. Увеличенная в сравнении с углеродистыми сталями энтальпия связи между атомами азота и дислокациями обуславливает значительное повышение пределов упругости и текучести при деформационном старении.

Распределение атомов легирующих элементов в аустените наследуется при мартенситном превращении и предопределяет стабильность мартенсита к фазовым превращениям при отпуске и, соответственно, сдвиг реакций выделения в область повышенных температур, малый размер нитридных частиц и высокую твёрдость отпущенного азотистого аустенита.

Приведены примеры успешного конструирования азотистых аустенитных, мартенситных и дуплексных сталей.

1. V.G. Gavriljuk, H. Berns, High Nitrogen Steels, Springer Verlag, Berlin (1999).

ВОЗДЕЙСТВИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПЕРЕД СПЕКАНИЕМ НА СТРУКТУРУ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА TiC–NiTi

Бурков П.В.

Томский политехнический университет, Томск, Россия
bsp@ms.tsc.ru

В прессовках из частиц с обычной для порошковой металлургии твердых сплавов дисперсностью при кратковременной обработке до 10 секунд не может произойти полная гомогенизация гетерогенных композиций даже при температурах, приближающихся к температуре образования жидкой фазы. При традиционном изготовлении окончательное уплотнение этих сплавов завершается процессом растворения и вторичного выпадения карбидной фазы в связке. При электроспекании уплотнение происходит, благодаря приложенному давлению, и растворение и вторичное выпадение за очень короткое время спекания могут быть сведены к минимуму. В производстве твердых сплавов размол – одна из самых важных операций, в значительной степени определяющая свойства конечных продуктов. В результате воздействия различных факторов в процессе размола в компонентах твердых сплавов может происходить ряд механических стимулированных структурных изменений: деформация кристаллической структуры, приводящая к дроблению кристаллов, дислокационным сдвигам и деформациям с сохранением остаточных микроискажений; фазовые переходы; увеличение количества точечных дефектов, возникающих при движении дислокации в процессе пластической деформации, приводящей к активированию диффузионных процессов и увеличению скорости твердофазных реакций; вследствие удаления при размолу с поверхностей частиц адсорбированных веществ более активно протекают процессы окисления и взаимодействия с окружающей средой; при дроблении изоморфных компонентов возможно образование твердых растворов.

Сопоставление штрихрентгенограмм образцов твердого сплава TiC–NiTi с различным временем размола показывает, что, начиная с 6 ч, появляются отражения от линий (111) Ni и (202) Ni₃Ti, которых не было в исходной шихте. До 24 ч размола снижается интенсивность линии (110) NiTi, а также линии (202) Ni₃Ti; интенсивность линии 111 Ni увеличивается. Начиная с 36 до 120 ч, увеличивается интенсивность линии (111) Ni, а других отражений от связующей фазы не имеется, причем максимум интенсивности соответствует 60 ч размола. После жидкофазного спекания в вакуумной печи получают твердый сплав фазового состава TiC–NiTi, структура которого имеет равномерное распределение карбидов в матрице. Наблюдаются поры. Равномерное распределение карбидов при этом не нарушается. Получено распределение карбидных зерен по размерам. Появление при размолу отражения (111) Ni и исчезновение отражений NiTi и Ni₃Ti можно объяснить насыщением в процессе размола дефектной по углероду кристаллической решетки карбида титана, которая насыщается атомами титана в процессе размола, получая их из интерметаллида NiTi. Об этом свидетельствует и изменение параметра решетки карбида титана в процессе размола.

Очевидно, что спекание молотых в процессе изготовления смеси порошков карбида титана и никелида титана ни по длительности, ни по температурным условиям недостаточно для полного снятия искажений решетки и формирования совершенной структуры. Особенности структуры TiC и NiTi, их склонность к образованию специальных дефектов и способность к пластической деформации – это те факторы, которые определяют их поведение в процессе изготовления и эксплуатации сплавов.

СТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА, ОБРАЗОВАВШИХСЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ В СПЛАВЕ С ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКОЙ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Калетина Ю.В., Яковлева И.Л., Фокина Е.А., Счастливец В.М.

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

Различные структурные и морфологические формы мартенсита можно получать под влиянием обработки в магнитном поле не только в сплавах с атермической, но и с изотермической кинетикой превращения. На одном сплаве с изотермической кинетикой мартенситного превращения без изменения химического состава, в зависимости от напряженности налагаемого магнитного поля, температуры его наложения, а также вида поля (импульсное или постоянное) наблюдали развитие мартенситного превращения как по атермическому, так и изотермическому типу.

Проведены магнитометрические, металлографические и электронно-микроскопические исследования тонкой структуры мартенсита, зародившегося под действием постоянного магнитного поля, в сплаве H24Г4 с изотермической кинетикой превращения.

Сплав H24Г4 после закалки от 1420 К при комнатной температуре находится в аустенитном состоянии. При охлаждении ниже комнатной температуры в нем происходит изотермическое мартенситное превращение; кинетический максимум его развития расположен в районе 130-140 К. Обработка сплава H24Г4 в постоянном магнитном поле разной напряженности при температуре 140 К приводит к интенсивному развитию мартенситного превращения.

Показано, что под действием постоянного магнитного поля, налагаемого при 140 К, образование мартенсита происходит в два этапа: основная часть α -фазы ($\approx 25-27\%$) образуется в процессе наложения магнитного поля, а остальное количество ($\approx 10-15\%$) возникает в процессе изотермической выдержки в течение 2 часов.

Структура мартенсита, полученная в постоянном магнитном поле, отличается большим разнообразием и имеет смешанный морфологический тип. С ростом напряженности магнитного поля, наряду с одиночными мартенситными кристаллами, имеющими гладкие границы раздела между α и γ -фазами, появляются группы параллельных кристаллов изотермического мартенсита. Кристаллы изотермического мартенсита имеют высокую плотность дислокаций. Присутствуют места, где мартенситные кристаллы сталкиваются или пересекают друг друга. Сложное взаимодействие кристаллов характеризуется аналогичными особенностями, которые были установлены для атермических сплавов с линзовидным мартенситом.

Изучение изменения структуры сплава H24Г4 после изотермической выдержки в постоянном магнитном поле напряженностью 50 кЭ при температуре 140 К показало, что мартенситные кристаллы имеют развитую дислокационную структуру, внутри мартенситных пластин не видны двойники. Наличие мартенситных пластин, не имеющих двойникового мидриба, по-видимому, связано с незавершенностью процесса роста кристаллов и изотермическим характером превращения. По границам мартенситных кристаллов выявлена бахрома, свидетельствующая о боковом росте кристаллов при изотермической выдержке.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Fe-Cr-Ni

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

Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

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

В современных условиях требования к свойствам конструкционных материалов становятся все более жесткими. Вместе с тем, резервы повышения эксплуатационных характеристик материалов традиционными способами практически исчерпаны. Поэтому закономерен все возрастающий интерес к композиционным материалам и металлам с нанокристаллической структурой.

Одним из наиболее перспективных методов создания наноструктур является способ равноканального углового (РКУ) прессования, отличающегося возможностью осуществления однородной сдвиговой деформации больших объемов материалов без изменения их геометрических размеров. Он реализуется, как правило, путем продавливания заготовки через пересекающиеся каналы равного поперечного сечения. При этом в плоскости пересечения каналов происходит высокоинтенсивная деформация простого сдвига. В работе использовался режим деформирования, при котором плоскость сдвига в процессе обработки не менялась. Для всех изученных сплавов проводилось от одного до четырех циклов интенсивной деформации, при этом истинная степень деформации составляла для 1-4 циклов соответственно $\epsilon = 0,88; 1,44; 1,82; 2,10$. Кроме того, проводилось многократное циклирование сплавов до исчерпания ими ресурса пластичности (появления микротрещин и расслоений).

Нами исследовано влияние импульсов постоянного электрического тока плотностью 290МА/мм^2 при волочении проволоки диаметром 4 мм на структуру и механические свойства нанокристаллических сплавов $\text{Fe}_{80}\text{Cr}_{20-x}\text{Ni}_x$, ($x = 7$ или 9) полученных методом РКУ прессования и последующей термической обработки. Образцы для волочения диаметром 4 мм и длиной 150 мм были получены путем механической обработки образцов, прошедших РКУ прессование.

Исходные сплавы после максимально возможного числа циклов (N_{max}) РКУ прессования имели средний размер зерна мартенситной фазы 50 нм (7%Ni) ($N_{\text{max}}=6$) и аустенитной фазы 20 нм (9%Ni) ($N_{\text{max}}=9$). После волочения без приложения электрического тока размер зерна аустенита и мартенсита практически не изменился. Волочение с приложением электрического тока привело к заметному росту зерна, причем более существенному для мартенситной фазы. В случае двухфазной аустенито-мартенситной структуры волочение без электрического тока не меняло фазового состава нанокристаллов, в то время как волочение, стимулированное электрическим током, приводило к протеканию мартенситного превращения в процессе волочения и к однофазной мартенситной нанокристаллической структуре.

Измерения механических свойств при испытании на одноосное растяжение при комнатной температуре показало, что прочность сплавов, прошедших электростимуляцию, ниже, а пластичность – выше, чем у тех же сплавов, продеформированных без приложения электрического тока при всех режимах предварительного РКУ. Таким образом, показано, что электростимуляция способна повысить пластичность нанокристаллических сплавов Fe-Cr-Ni, полученных методом РКУ прессования.

Работа выполнена при финансовой поддержке научно-технической программы МО РФ: «Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям науки и техники» (Код проекта 202.01.02.058).

ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННАЯ ПЛАСТИФИКАЦИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО РКУП СПЛАВА Fe-Cr-Ni

Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е.

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

В последнее время наноструктурные сплавы являются предметом повышенного интереса в области материаловедения [1].

В данной работе экспериментально исследовались физические процессы при волочении проволоки (диаметр 4 мм, длина 150 мм) из сплавов $Fe_{80}Cr_{20-x}Ni_x$ ($x = 7$ или 9), полученных методом равноканального углового (РКУ) прессования под действием электрического тока $j = 290$ МА/м². Назовем эти сплавы РКУП-сплавами. Средний размер нанозерен в сплавах: мартенситных – 50 нм (7% Ni), аустенитных – 20 нм (9% Ni). Измерения показали следующие изменения механических характеристик сплавов: микротвердость $HV = 570$ МПа, предел текучести $\delta_T = 1480$ МПа, удлинение образца $\delta = 3\%$ - без тока; с током – $HV = 520$ МПа, $\delta_T = 1400$ МПа, $S = 10\%$ (образец пластифицируется).

Эти эффекты могут быть объяснены формированием дислокационных структур (сетки, ячейки, нанофрагменты) [2]. Дополнительная пластичность сплавов на мезоуровне обусловлена увеличением общей площади границ дислокационных нанофрагментов и их измельчением [2], т.к. размер нанозерен в эксперименте растет при стимуляции током.

Задаваясь соотношением типа Холла-Петча $\delta \sim d^{-1/2}$ (d – размер нанофрагментов) для внутренних напряжений ансамбля нанофрагментов, получим $\delta_o/(\delta_o + \Delta\delta) \approx S_o/(S_o + \Delta S)$, где S_o суммарная площадь границ нанофрагментов без тока, ΔS – прирост площади, благодаря току, δ_o – внутренние напряжения без тока, а $\Delta\delta$ – их прирост, связанный с током (“электронный ветер” по В.Я.Кравченко [2]). Относительный рост общей площади границ нанофрагментов $\delta_S = \Delta S/S$ рассчитывается с учетом очевидного соотношения по формуле $\delta_S \approx \delta_\sigma = \Delta\delta/\delta_o$. Расчеты, проведенные в [3] (см. также соответствующие ссылки), показали, что $\delta_\sigma \approx 20\%$ (для железа), а, следовательно, $\delta_S \approx \delta_\sigma \approx 20\%$ имеет то же значение.

Таким образом, стимуляция током РКУП-сплавов $Fe_{80}Cr_{20-x}Ni_x$ пластифицирует их, т.к. снижение предела текучести и микротвердости под током – величины того же порядка: 8% и 10%, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке научно-технической программы МО РФ: «Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям науки и техники» (Код проекта 202.01.02.058).

1. Р.А.Андриевский, А.М.Глезер // ФММ.-2000.-т.89.-№ 1.- с.45-61.
2. В.А.Петрунин, В.Я. Целлермаер, В.Е.Громов // XV Международная конференция “Физика прочности и пластичности материалов”.- Тольятти: ТГУ.- 2003.- с.2-12.
3. В.А.Петрунин, А.Б.Юрьев, О.В.Соснин и др. // IV Международный семинар “Современные проблемы прочности” им. В.А. Лихачева. Т.1, Новгород: НГУ.- 2001.- с.95-100.

ЭФФЕКТ РЕВЕРСИВНОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В СПЛАВЕ ТН-1

Андронов И.Н., Овчинников С.К., Н.П. Богданов

Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Р. Коми, Россия
iandronov@mail.ru

Исследован эффект формоизменения сплава ТН-1 при термоциклировании в интервалах мартенситных переходов в следующих режимах: под нагрузкой при нагреве и в свободном состоянии при охлаждении.

В качестве объектов исследований использовали сплошные цилиндрические образцы длиной и диаметром рабочей части соответственно 33 и 4 мм, выполненные из сплава ТН – 1 в условиях поставки. Образцы испытывали в режиме кручения путем термоциклирования через интервалы мартенситных переходов, согласно выше описанной схеме.

Установлено, что, начиная с некоторого цикла, материал демонстрирует обратимое реверсивное формоизменение (ОРФ) при нагревании и постоянную деформацию на этапе охлаждения. Характерно то, что по истечении некоторого числа циклов, деформационные характеристики эффекта (ОРФ) имеют стабильные, независимые от их числа, значения. Показано, что деформационные характеристики эффекта (ОРФ) могут быть существенно увеличены за счет предварительной термомеханической тренировки путем термоциклирования материала через интервалы мартенситных переходов по вышеуказанной схеме под напряжением, превосходящим действующее.

На рис.1 приведены зависимости деформации от температуры при термоциклировании при $\tau = 100$ МПа на этапе нагревания и в разгруженном состоянии при охлаждении; в первом (1); втором (2); пятом (3); десятом (4) и пятнадцатом цикле (5); не тренированный материал (а) и тренированный при $\tau_{\max} = 200$ МПа (б).

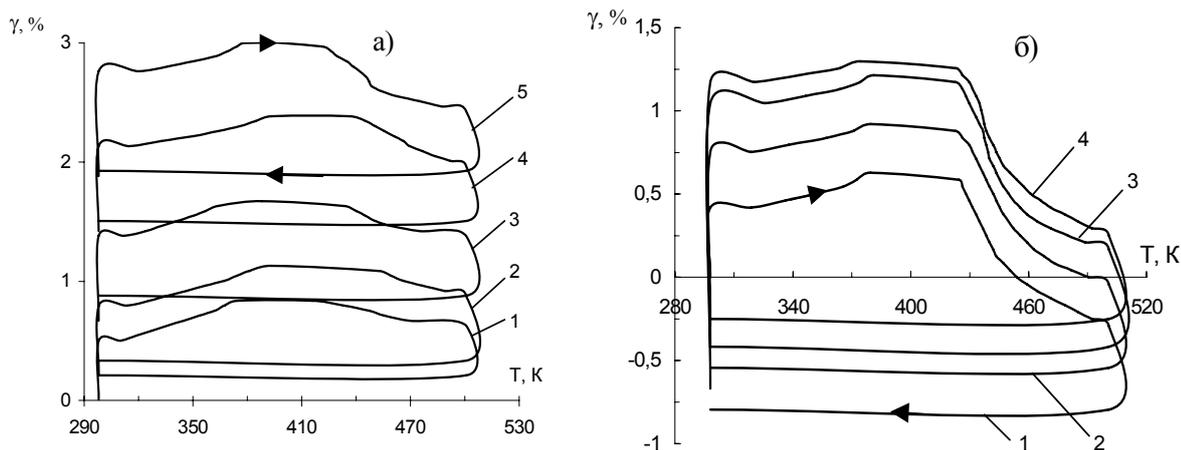


Рис.1. Эффект реверсивного формоизменения при термоциклировании.

Рисунок свидетельствует о двух принципиально новых фактах: во-первых, в указанных режимах реализуется устойчивый эффект ОРФ; во вторых, эффект ОРФ может быть существенно увеличен за счет предварительной термоциклической тренировки под напряжением, превосходящем действующее. Последняя закономерность хорошо

согласуется с аналогичными данными для других режимов термоциклирования в материалах с каналами мартенситной неупругости [1,2].

1. Андронов И.Н., Лихачев В.А. // Известия вузов. Цветная металлургия. 1986. № 2. С. 97 – 102.
2. Андронов И.Н., Овчинников С.К., Фастовец Д.Н. //Труды LX Международного семинара “Актуальные проблемы прочности”. 30 сентября – 4 октября 2002 г. Великий Новгород. С. 12 – 14.

ОЦЕНКА ВЕЛИЧИНЫ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЯХ ПО АНИЗОТРОПИИ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ

Агиней Р.В.¹⁾, Андронов И.Н.²⁾, Теплинский Ю.А.¹⁾

¹⁾ Филиал ООО «ВНИИГАЗ» - «Севернипигаз», Ухта, Р. Коми,

²⁾ Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Р. Коми,
iandronov@mail.ru

Исследовано изменение магнитной анизотропии в стали 17Г1С (при изотермическом деформировании растяжением). В качестве объектов исследований использовали плоские образцы с размером поперечного сечения 5×50 мм и длиной рабочей части 280 мм. Механические опыты проводили на разрывной установке МР–100. Магнитные измерения осуществляли при помощи коэрцитиметра КРМ-ЦК-2М, позволяющего определять коэрцитивную силу магнитного материала H_c вблизи плоской поверхности образца, согласно методу, изложенному в [1]. Для заданного представительного участка поверхности образца определяли коэрцитивную силу для четырех направлений: два значения H_{c1} и H_{c3} для осевых направлений, и два значения H_{c2} и H_{c4} для направлений, перпендикулярных осевому. После этого находили средние значения коэрцитивных сил в направлениях, параллельном и перпендикулярном оси образца, по формулам (1)

$$H_{\parallel} = (H_{c1} + H_{c2})/2 ; \quad H_{\perp} = (H_{c2} + H_{c4})/2 \quad (1)$$

По значениям H_{\parallel} и H_{\perp} определяли степень магнитной анизотропии материала, согласно (2)

$$\Delta H_c = (H_{\perp} - H_{\parallel}) \quad (2)$$

На рис.1 представлены типичные для исследуемых сплавов зависимости степени магнитной анизотропии коэрцитивной силы от приложенных напряжений.

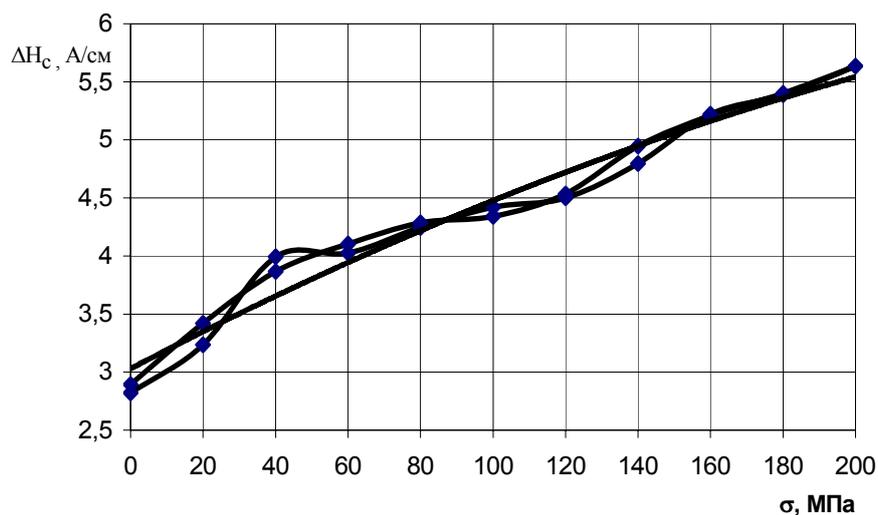


Рис. Зависимости степени магнитной анизотропии коэрцитивной силы от приложенных напряжений, для стали 17Г1С при одноосном нагружении.

Анализ полученных данных показывает, что в сплаве 17Г1С в условиях одноосного напряженного состояния с ростом уровня напряжений увеличивается степень магнитной анизотропии, это позволяет диагностировать уровень напряжений по величине ΔH_c .

1. В.Ф. Новиков, Т.А. Яценко, М.С. Бахарев. Зависимость коэрцитивной силы малоуглеродистых сталей от одноосных напряжений (часть 1) // Дефектоскопия. 2001. №11. С.51-57.

НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Кукушкин С.А.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

ksa@phase.ipme.ru

Исследуется зарождение микротрещин в твердых хрупких телах, находящихся под воздействием ударных и стационарных нагрузок. Предложен микроскопический механизм зарождения и эволюции микропор и трещин. Выведена и решена система уравнений, описывающая зарождение микропор. В результате решения этой системы рассчитаны функции распределения микропор по размерам, вычислена скорость зарождения микропор и их критический размер. Установлены временные зависимости скорости накопления микроповреждений в твердых хрупких телах под нагрузкой. Исследовано влияние температуры на зарождение микропор.

РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРНА В СОПРОТИВЛЕНИИ ДЕФОРМИРОВАНИЮ. НАНОМАТЕРИАЛЫ И ОБЫЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Козлов Э.В.

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

Измельчение размера зерна (d) является одним из основных методов повышения сопротивления деформированию. Здесь действуют два основных механизма упрочнения металлов и сплавов – субструктурное и зернограничное. В этой проблеме четко выделяются три вопроса: (1) предел текучести, (2) напряжение течения и влияние размера зерна на стадийность течения, (3) зарождение и развитие трещин в поликристалле. В докладе основное внимание уделяется первым двум вопросам.

Предел текучести. Основой для анализа служит соотношение Холла-Петча:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

где $\sigma_{0.2}$ – предел текучести, σ_0 – сопротивление деформирования, k – коэффициент Холла-Петча. Необходимо четко разделять поведение поликристаллического агрегата в материалах с мезозернами и нанозернами. В докладе рассмотрены основные модели поведения поликристалла на пределе текучести. Выделена проблема упрочнения приграничных областей зерен. Рассмотрена структура границ зерен и их стыков. Специальное внимание уделяется проблеме генерации дислокаций с границ зерен. Рассмотрена роль текстуры и функции распределения зерен по размерам.

Зависимость « σ - ε » и деформационное упрочнение. Размер зерна серьезно влияет на картину стадий пластической деформации и величину коэффициента деформационного упрочнения θ :

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}, \quad (2)$$

где σ - напряжение течения, ε - степень деформации. В зависимости от размера зерна отдельные стадии могут быть подавлены, другие – могут получить большую протяженность, поведение третьих – в значительной степени осложнено. В докладе подробно рассмотрено воздействие размера зерна на стадийность деформационного упрочнения в широком интервале размеров зерен от монокристаллов до нанокристаллов.

В заключение рассмотрены вклады, формирующие напряжение течения, со специальным выделением роли внутренних напряжений.

СТРУКТУРА И ВНУТРЕННИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Конева Н.А.

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

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлы и сплавы, полученные путем интенсивной пластической деформации (ИПД), активно исследуются и уже находят свое практическое применение. Они обладают сложной внутренней структурой, методы исследования которой не являются простыми, а результаты – не всегда однозначными. Настоящий доклад посвящен описанию основных элементов, формирующих структуру УМЗ материалов, полученных ИПД.

Первое и наиболее крупное образование структуры УМЗ материалов – зерно. Перечислим особенности зерен: 1) они могут быть анизотропными и изотропными; 2) они могут иметь разные размеры и характерные функции распределения; 3) они могут быть ограничены различного типа большеугловыми границами; 4) на их границах могут находиться нанометрические частицы вторых фаз. Следующим по масштабу образованием структуры являются субзерна (фрагменты). Они, как правило, менее анизотропны, чем зерна. Субзерна разделяются на три типа, отличающиеся внутренней субструктурой. Самые мелкие субзерна не содержат дислокаций. Следующий тип субзерен, среднего размера, содержат хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру. В самых крупных субзернах присутствует ячеистая субструктура. Субзерна ограничены различного типа границами. В работе выполнена их идентификация и классификация.

Структура УМЗ материалов не является равновесной и поэтому содержит различные источники внутренних напряжений. К ним относятся стыки зерен и субзерен, частицы вторых фаз, неравновесные границы зерен, субзерен и ячеек. В работе проанализировано влияние размеров зерен и субзерен на внутреннее поле напряжений и зависимость амплитуды поля от расстояния до источника. Особенностью структуры УМЗ материалов является наличие в них нанометрических частиц вторых фаз. Они локализованы, как правило, в стыках границ зерен и субзерен и на самих границах. Частицы могут быть различного происхождения. В одном случае – это стабильные частицы, образовавшиеся в ходе ИПД благодаря специально введенным легирующим элементам. В другом случае такие частицы возникают вследствие взаимодействия компонентов воздуха с элементами, образующими металл или сплав, которые подвергаются ИПД. В процессе ИПД такие элементы, как N, O, C, захватываются активированной деформацией поверхностью, затем скользящими дислокациями выносятся на границы и субграницы деформационного происхождения. В этой ситуации образуются как стабильные, так и метастабильные наноразмерные частицы. Размеры частиц на порядок меньше, чем размеры зерен и субзерен. Закрепляя зеренную структуру, частицы вторых фаз стабилизируют ультрамелкозернистую структуру материала и упрочняют его.

В большинстве УМЗ материалов, как правило, присутствуют все отмеченные здесь элементы структуры. В зависимости от типа металла или сплава и метода получения УМЗ структуры некоторые из элементов структуры могут отсутствовать. Уровень внутренних напряжений зависит от степени удаления структуры от равновесия. Они, как правило, уменьшаются с увеличением температуры отжига или уменьшением температуры плавления.

ВЛИЯНИЕ ВИДА И СОСТАВА БЕТОНА НА ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ ОБРАЗЦОВ

Перфилов В.А., Жога Л.В., Попов П.В.

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

Параметры прочности и трещиностойкости во многом зависят от вида и состава бетона. Прочность, в свою очередь, зависит от скорости приложения механической нагрузки. На основе методов механики разрушения и изменения прочности при различной скорости нагружения образцов производили количественную оценку характеристик трещиностойкости бетонов через коэффициент динамического упрочнения.

Проведены экспериментальные исследования бетонов с гранитным, известняковым и керамзитовым заполнителями, кислотоупорных бетонов с полимерными добавками, тяжелых бетонов с полимерными добавками, легких бетонов с органическими заполнителями, пено- и газобетонов.

При определении прочности бетонов в диапазоне скоростей нагружения от 10^{-7} до 10 м/с изготавливались не менее 6 образцов на каждую скорость. Полученная в испытаниях максимальная скорость напряжения образцов бетона не превышала 10^2 МПа/с. Дальнейшее увеличение скорости напряжения (нагружения) не привело к росту прочности бетонов.

В результате проведенных экспериментов и обработки данных методами математической статистики получены уравнения и соответствующие им графики зависимости пределов прочности от скорости напряжения образцов. Коэффициент динамического упрочнения для всех составов бетонов изменялся от 1,3 до 1,9.

Для количественной оценки параметров трещиностойкости бетонов графоаналитическим методом находили структурно-чувствительные постоянные, характеризующие прочность и трещиностойкость различных видов бетонов. Графически построена корреляционная зависимость между коэффициентом динамического упрочнения и параметром трещиностойкости бетона.

Благодаря построенной корреляционной зависимости, отпадает необходимость в проведении длительных испытаний с большим количеством образцов для определения прочности при различных скоростях напряжения. Достаточно только определить прочность бетона при стандартной и максимальной (для использованных бетонов 10^2 МПа/с) скоростях напряжения. По полученному коэффициенту динамического упрочнения определяли показатель трещиностойкости, который в дальнейшем используется при определении долговечности бетонов методами механики разрушения.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ ИЗНОСОСТОЙКОГО МАТЕРИАЛА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Попов П.В., Жога Л.В., Перфилов В.А., Юрова Л.А.

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

Создание и исследование новых износостойких наплавочных материалов является актуальной задачей современного машиностроения. В работе исследовался новый наплавочный материал $W_2B_5 + FeCr + FeV$.

Образцы изготавливались методом электрошлаковой наплавки по стандартной методике. Шихта наплавлялась на стальной цилиндр диаметром 10мм, высотой 20 мм. Сила тока 230 – 260 А. В качестве подслоя использовалась латунь, раскислителя – KCl. Флюс АН – 20С. Наплавка осуществлялась вольфрамовым электродом. Изучалось изменение аэроабразивной износостойкости наплавленного материала в зависимости от процентного содержания боридов вольфрама.

Аэроабразивный износ определялся на установке ОБ – 959. В качестве абразива применялся кварцевый песок. Время испытания 30 с. Микротвердость определялась по стандартной методике на ПМТ – 3.

Данные микротвердости опытных образцов представлены в таблице 1.

Таблица 1

| Состав, вес. % | Микротвердость матрицы наплавочного материала (МНМ) H , г/мм ² | Микротвердость зерен наплавочного материала, г/мм ² | Микротвердость стали H , г/мм ² | ΔH , г/мм ² |
|--|--|---|---|-----------------------------------|
| 20W ₂ B ₅ + 60FeCr + 20FeV | 1093 ± 150 | 2143 ± 150 | 243 | 850 |
| 30W ₂ B ₅ + 50FeCr + 20FeV | 1488 ± 150 | 2294 ± 150 | 243 | 1245 |

где: $\Delta H = H_{\text{МНМ}} - H_{\text{стали}}$

Результаты испытаний показали практически одинаковую микротвердость зерен наплавочного материала для двух составов. Однако изменение микротвердости матрицы наплавочного материала и стали больше для состава содержащего 30вес.% боридов вольфрама.

Экспериментальные данные аэроабразивной износостойкости при 30⁰ и 90⁰ углах атаки отражены в таблице 2.

Таблица 2

| Состав | Аэроабразивное изнашивание (см ³ /кг) при угле атаки, град | |
|---|---|-------------|
| | 30 | 90 |
| 20вес.%W ₂ B ₅ + 60вес.%FeCr + 20вес.%FeV | 0,098 – 0,10 | 0,40 – 0,42 |
| 30вес.%W ₂ B ₅ + 50вес.%FeCr + 20вес.%FeV | 0,09 – 0,095 | 0,36 – 0,38 |

Увеличение доли твердых частиц, в исходном материале, приводит к уменьшению аэроабразивного изнашивания наплавочного материала из-за увеличения микротвердости матрицы.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ГРУБОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Хлебникова Ю.В., Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И.
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
phym@imp.uran.ru

Структура деформированного перлита является объектом интенсивного изучения, поскольку во многих случаях пластическая деформация сталей с перлитной структурой позволяет получить высокие значения прочности при сохранении пластичности материала. В работах [1, 2] нами было установлено, что в цементите пластинчатого перлита непосредственно после завершения эвтектоидного превращения присутствуют планарные дефекты, располагающиеся в плоскостях $\{101\}_{\text{ц}}$ и $\{103\}_{\text{ц}}$. Эти дефекты играют существенную роль в процессах растворения и коагуляции цементитных пластин при изотермическом отжиге пластинчатого перлита. Можно ожидать, что наличие планарных дефектов в цементите окажет также влияние на протекание процессов коагуляции при пластической деформации.

Исследование проводили на образцах углеродистой стали У8. Деформацию образцов осуществляли прокаткой. Структуру деформированного перлита изучали электронномикроскопическим методом с использованием $g \cdot b$ -анализа.

Электронно-микроскопическое изучение показало, что структура пластинчатого перлита после деформации на $\varepsilon=10\%$ морфологически не претерпевает заметных изменений. В ферритной составляющей перлита наблюдаются дислокации и дислокационные петли, однако их плотность невелика. На межфазной границе феррит/цементит плотность дислокаций существенно выше. При увеличении степени деформации в ферритных ламелях формируются дислокационные субграницы.

Пластинчатый характер перлита сохраняется до деформации на $\varepsilon=30\div 40\%$. Наибольшим изменениям подверглись ферритные ламели, в которых сформировалась субзеренная структура. Вблизи планарных дефектов процесс растворения цементитных пластин происходит более активно. В некоторых перлитных колониях происходит разлом цементитных пластин и сдвиг одной части пластины относительно другой. Кристаллографический анализ показал, что разлом пластины происходит по плоскости $(100)_{\text{ц}}$. Части ферритных пластин, примыкающие к области сдвига, сильно разориентированы. При деформации $\varepsilon>40\%$ в ряде колоний пластинчатая структура перлита разрушается. С увеличением степени деформации доля таких колоний возрастает. Появляются поля феррита размером $0.8\div 1$ мкм, что существенно превышает межпластинчатое расстояние в исходном перлите.

Таким образом, установлено, что передача деформации из одной ферритной ламели в другую осуществляется пересечением цементитной пластины по плоскостям $(\bar{1}03)_{\text{ц}} \parallel (\bar{1}01)_{\text{ф}}$, параллельным плоскостям планарных дефектов. Обнаружено, что уже на ранних стадиях пластической деформации ($\varepsilon\sim 10\%$) грубопластинчатого перлита происходит формирование субзеренной структуры в ферритной составляющей. Показано, что при степенях деформации $\varepsilon\geq 40\%$ в перлите происходит растворение цементитных пластин с преимущественным выносом углерода вблизи планарных дефектов в цементите и дислокационных субграниц в феррите.

1. Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Счастливец В.М. // ФММ. 2001. Т.92. №3. С.77.
2. Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Табатчикова Т.И. // ДАН. 2002. Т.384. Вып.6. С.764.

УСТОЙЧИВОСТЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА

Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Никифоренко В.Н.

Институт измерительной техники "Циклон", Харьков, Украина.

cyclone@pedcol.kharkov.org

В настоящее время уже не вызывает сомнений плодотворность направленного формирования различных дислокационных структур, поскольку многие физические свойства кристаллических тел зависят от распределения дислокаций в объёме кристалла [1, 2], взаимодействия их между собой [3], т.е. являются структурно и ориентационно чувствительными [4]. Вместе с тем вопрос об устойчивости сформированных структур во времени при действии на такой кристалл термомеханического либо иного воздействия остаётся открытым [5].

Целью настоящего исследования являлось изучение устойчивости леса дислокаций в системе скольжения $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1}123 \rangle$ монокристаллов цинка при воздействии на кристалл многократных деформирований до предела текучести базисным скольжением и промежуточных отжигов.

Показано, что наблюдаемые при многократных деформированиях и отжигах перестройка дислокационной структуры образцов, уменьшение плотности пирамидальных дислокаций - N_p , падение величины предела текучести τ_k обусловлены совместным воздействием на кристалл деформации и отжига. В тех случаях, когда плотность дислокаций леса достигает критической величины $N_{pc} \sim 4 \cdot 10^9 \text{ м}^{-2}$, дальнейшее термомеханическое воздействие практически не приводит к уменьшению N_p . Устойчивое упрочнённое состояние монокристаллов цинка, связанное с увеличением в кристалле плотности пирамидальных дислокаций леса, существенно зависит от процессов пластической деформации в базисной системе скольжения. Создаваемые скоплениями базисных дислокаций поля напряжений приводят к перестройке системы пирамидальных дислокаций леса. При плотности дислокаций леса $N_p \leq N_{pc}$ структура является устойчивой к термомеханическому воздействию.

Делается вывод, что уменьшение плотности дислокаций леса и уменьшение τ_k связаны с сильным упругим базисно – пирамидальным взаимодействием при плотностях леса выше критической величины - N_{pc} .

Представляется, что перестройка дислокационных конфигураций и уменьшение плотности дислокаций в пересекающихся системах скольжения при протекании пластической деформации в первичной системе скольжения должны иметь место не только в кристаллах с ГПУ, но и в кристаллах с ГЦК и ОЦК решетками.

1. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф., ДАН. РАН, 2000, Т. 373, №2, С. 178-180.
2. Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Материалы 5^{ой} Международной конференции "Физические явления в твердых телах", 2001, Харьков, С. 52.
3. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф., Лукач П., Троянова З., ФНТ, 1994, Т. 20, №8, С. 971-973.
4. Босин М.Е. Лаврентьев Ф.Ф., Никифоренко В.Н., ФТТ, 1996, Т. 38, №12, С. 3619-3624.
5. Босин М.Е., Звягинцева И.Ф., Звягинцев В.Н., Лаврентьев Ф.Ф., Никифоренко В.Н., ВАНТ, 1998, Т. 70, С. 162-163.

РАЗУПРОЧНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Si, ИНИЦИИРУЕМОЕ МАЛЫМИ ДОЗАМИ БЕТА-ОБЛУЧЕНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

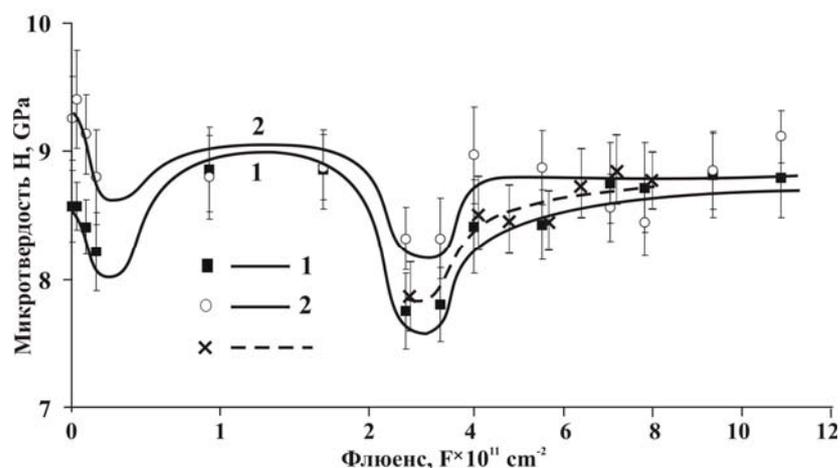
Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Пушнин И.А., Сучкова Н.Ю.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
dmitr2002@tsu.tmb.ru

Известно, что малые дозы ионизирующего облучения ($D < 1$ сGy) способны существенно изменять физические свойства реальных кристаллов, в том числе и пластические. Однако, механизм малодозовых радиационно-пластических эффектов остается до конца не выясненным. В связи с этим, цель настоящей работы заключалась в исследовании изменений микротвердости H кристаллов Si, иницируемых облучением β -частицами с флюенсом $F < 10^{12}$ см⁻², при комнатной температуре.

В экспериментах исследовались образцы Si двух видов: Si-1 – выращенные по методу Чохральского и Si-2 – бестигельные, отличающиеся содержанием кислорода.

Обнаружено, что малодозовое β -облучение приводит к немономонному изменению H кристаллов Si (см. рис.). По-видимому, β -стимулированное изменение H связано с генерацией первичных радиационных дефектов (РД) и их взаимодействием с примесными атомами кристалла с образованием более сложных вторичных РД. Синхронность β -стимулированного изменения H кристаллов Si-1 и Si-2 (кривые 1 и 2 соответственно) указывает на малую роль кислорода в формировании вторичных РД.



Наличие двух пиков разупрочнения на зависимости $H(F)$, указывает на многостадийные конкурирующие процессы преобразований первичных РД с течением времени. Если прервать экспозицию образца в поле быстрых электронов на стадии второго разупрочнения ($F = 2.5 \times 10^{11}$ см⁻²), H восстанавливается к исходному значению (пунктирная кривая). Времена самопроизвольного (в отсутствии облучения) и бета-стимулированного (образец непрерывно облучается электронами) восстановления H совпадают. Следовательно, можно предположить, что наблюдаемое восстановление H на данной стадии преобразований РД скорее является не результатом дальнейшего облучения Si, а развитием событий, иницируемых меньшими дозами β -облучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 02-02-17571), а также программы Университеты России (грант № У.Р.01.01.013.).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Разоренов С.В., Скакун С.Н., Канель Г.И.

Институт Проблем Химической Физики РАН, Черноголовка, Россия

razsv@icp.ac.ru

Ранее в экспериментах с гцк и гпу металлами в условиях ударно-волнового нагружения наблюдалось anomальное возрастание предела текучести с ростом температуры. В связи с этим представляет интерес выяснить, насколько общий характер имеет такое anomальное поведение металлов при высокоскоростном деформировании, и какое влияние может оказать возрастание предела текучести на скорость мартенситных полиморфных превращений. В данной работе представлены результаты исследований поведения армко-железа в ударных волнах при температурах 20 °С–600 °С. Ударное сжатие образцов армко-железа толщиной ~2.45 мм до давлений примерно 24 ГПа осуществлялось ударом алюминиевой пластины толщиной 2 мм со скоростью 1900±50 м/с [1]. В экспериментах регистрировались профили скорости свободной поверхности образцов с

помощью лазерного доплеровского измерителя скорости “VISAR”.

Результаты измерений, представленные на рис. 1, демонстрируют более быстрое падение давления полиморфного $\alpha \rightarrow \epsilon$ превращения, чем это считалось после ранних измерений [2]. При одном и том же конечном давлении ударного сжатия с ростом температуры и понижением давления начала превращения имеет место увеличение приращения давления во второй пластической волне, где происходит непосредственно превращение. По этой причине наблюдалось увеличение скорости превращения с ростом температуры. Динамический предел упругости армко-железа несколько уменьшается с

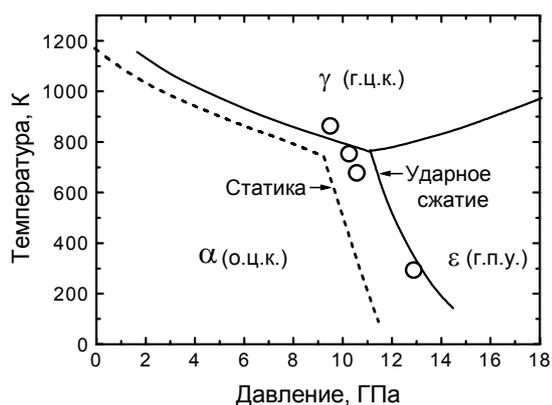


Рис. 1. Фазовая диаграмма железа. Точками представлены результаты наших измерений, линии – литературные данные.

ростом температуры, в то время как величина откольной прочности остается практически неизменной. Вероятно, как и в случае других металлов и сплавов, anomальное возрастание предела текучести с нагревом может наблюдаться для более чистого и мягкого железа, сопротивление деформированию которого было бы сравнимо с величиной фоновое трение. Сохранение неизменной откольной прочности можно рассматривать как свидетельство обратимого превращения железа в одну и ту же фазу высокого давления во всем температурном диапазоне.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 00-02-17604.

1. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е. Ударно - волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К. 1996.
2. Johnson, P.C., Stein B.A., and Davis, R.S. (1962), “Temperature dependence of shock-induced phase transformation in iron,” *J. Appl. Phys.*, 33(2), pp. 557–564.

ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСОВМЕЩНОСТИ НА РАВНОВЕСНУЮ ФОРМУ ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ПЛЕНКИ

Бычков А.А.¹⁾, Карпинский Д.Н.²⁾

¹⁾ *Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия.*

²⁾ *Ростовский государственный университет, Ростов-на-Дону, Россия*

karp@math.rsu.ru

Известно [1], что первоначально плоская поверхность полупроводниковой пленки, сжатая из-за несовместности решеток пленки и подложки, под действием поверхностной диффузии становится волнистой, профиль которой описывается циклоидой. Концентрация напряжения в окрестности вершин канавок циклоиды (cusps) способствует зарождению прорастающих дислокаций, которые далее перемещаются к границе пленка-подложка, образуя на ней дислокации несовместности [2].

В данном сообщении представлены результаты расчетов критической толщины h_c полупроводниковой пленки, которая соответствует началу зарождения прорастающих дислокаций в ней. Расчет h_c основан, аналогично [3], на принципе энергетической выгоды данных поверхностных и дислокационных структур и выполнен для $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ пленки на Si подложке. Исследование показало, что при изготовлении данной гетероэпитаксиальной системы необходимо учитывать одновременно оба механизма релаксации напряжений несовместности. Показано, что анизотропия поверхностного натяжения, в отличие от [3], оказывает существенное влияние на микромеханизмы потери устойчивости.

1. Gao H.J., Nix W.D. Surface roughening of heteroepitaxial thin films. //Annual Review of Material Science. 1999. V.29. p.173-209.
2. Naatja M., Muller J., Rutenberg A.D., Grant M. Dislocations and morphological instabilities: continuum modeling of misfit heteroepitaxial films. //Phys. Rev. B. 2002. V.65. 165414.
3. Бычков А.А., Карпинский Д.Н. Поверхностная диффузия в полупроводниковой пленке под действием дислокаций несовместности. //Вестник Тамбовского университета. Материалы III Международной конференции "Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений", 2003. Т.8. N4. С.742-745.

ТЕРМОДИНАМИКА И КИНЕТИКА ДЕКОГЕЗИИ МЕЖЗЕРЕННОЙ ГАЗОНАСЫЩЕННОЙ ПЛЕНКИ ПРИ СПЕКАНИИ КЕРАМИКИ

Карпинский Д.Н., Панчихина Г.И.

Ростовский государственный университет, Ростов-на-Дону, Россия

karp@math.rsu.ru

Известно, что при спекании керамики в жидкой фазе (стеклофаза), заполняющей пространство между крупинками порошка при высокой температуре, образуются несплошности (пузырьки). Обычно стеклофаза образует межзеренную пленку толщиной ≈ 10 нм, в которой критический размер пузырька [1] превышает данный размер. По этой причине пузырек всегда образуется на границе кристаллит – стеклофаза и подчиняется условиям зарождения, рассмотренным в [1].

Дальнейшее исследование условий зарождения несплошностей связано с представлениями [2], которые обусловлены соотношением 1) кинетики проникания примесей, сни-

жающих адгезионную прочность границы стеклофаза – кристаллит, и 2) скоростью удаления соседних кристаллитов друг от друга. В расчете учтена зависимость поверхностной энергии стеклофазы и кристаллита от концентрации растворенного газа. Далее исследованы условия зарождения и роста несплошностей в переходной области. Аналогично [1] рассмотрены две стадии остывания стеклофазы в виде диска и диффузия газовой примеси в ней с учетом неоднородности механического напряжения и температуры. Учтены в задаче также капиллярные явления посредством образования менисков и изменения их формы в процессе миграции газовой примеси в стеклофазе.

Данный расчет показал дальнейшее ослабление условий зарождения несплошностей в стеклофазе по сравнению с [1]. Соотношение параметров задачи, связанных с указанными механизмами полностью определяет условия разрушения межзеренной прослойки.

1. Карпинский Д.Н., Панчихина Г.И. Расчет образования несплошностей в межзеренной пленке стеклофазы с учетом растворения в ней газа из окружающей среды. // Вестник Тамбовского университета. 2003. Т. 8. №4. С. 729 -732.
2. Mishin Y., Sofronis P., Bassani J.L. Thermodynamic and kinetic aspects of interfacial decohesion. //Acta Materialia. 2002. V.50. p.3609-3622.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭВОЛЮЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В КРИСТАЛЛЕ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

Ростовский государственный университет, Ростов-на-Дону, Россия

karp@math.rsu.ru

Исследования последних лет обнаружили, что образование дислокационных скоплений у вершины трещины в кристалле происходит под действием суммарного напряжения, создаваемого трещиной, дислокациями в пластической зоне и межузельными атомами водорода [1], [2].

В работе получены оценки влияния растворенного водорода в объемно-центрированном кубическом (ОЦК) кристалле на эволюцию пластической деформации у вершины трещины. Отметим двойственное действие растворенного водорода на развитие пластической деформации. С одной стороны сжимающие упругие поля межузельных атомов водорода (механизм дилатации) экранируют упругие поля трещины и дислокаций, что приводит к снижению подвижности дислокаций, а с другой стороны – растворенный водород снижает предел текучести и этим повышает их подвижность (механизм пластификации). Исследованию конкурентного влияния этих механизмов посвящена данная работа. Расчет выполнен для двух конфигураций трещина-система легкого скольжения: в обоих случаях плоскость скола $\{011\}$, но в первом случае линия фронта вдоль $\langle 111 \rangle$, а во втором - $\langle 110 \rangle$. Система легкого скольжения для первого направления фронта $\langle 111 \rangle \{110\}$, а для второго - $\langle 111 \rangle \{112\}$. Линии дислокаций параллельны фронту трещины. В результате расчета обнаружена смена системы легкого скольжения и плоскости скола за счет напряжения, вносимого перераспределением межузельного водорода [3]. Расчет выполнен для кристалла α -Fe.

1. Magnin T., Chambreuit A., Chateau J.P. //Int.J.Fracture.1996. V.79. P.147-163.
2. Chateau J.P., Delafosse D., Magnin T. //Acta Materialia. 2002. V.50. P.1523-1538.
3. Карпинский Д.Н., Санников С.В. //Письма в ЖТФ . 2003. Т.29. В.20. С.16-20.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕДИ

Баранников В.А., Николаева Е.А., Касаткина С.Н.

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

Известно, что деформация и напряжение не являются истинными переменными процесса и состояния деформируемого поликристаллического твердого тела. Истинной характеристикой деформационного состояния материала является микроструктура, которая зависит от истории нагружения, приводящей образец к определенной деформации. Поскольку обычно невозможно охарактеризовать микроструктуру материала в течение деформирования, исследователи используют все возможные способы найти такую механическую переменную состояния, которая могла бы быть измерена.

В последние годы значительное число экспериментальных работ было посвящено измерению эволюции температуры поверхности образцов, подвергавшихся высокоскоростному деформированию, с помощью радиометрических приёмников, инфракрасных камер и т.п. с целью оценки диссипативной доли энергии, затраченной в процессе пластического деформирования. Как показали исследования, эта доля далеко не исчерпывает всей затраченной энергии. По-видимому, эти процессы требуют термодинамического описания.

В работе предпринята попытка экспериментально определить долю энергии, связанную с изменением структуры материала в процессе динамического нагружения. Предложена экспериментальная техника для изучения влияния предыстории деформации на динамическое поведение меди и для анализа механизма запасения тепловой энергии в структуре материала в результате пластического деформирования. Эксперименты по динамическим испытаниям меди на сжатие были проведены на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского. В работе используется модификация метода Гопкинсона-Кольского (Nemat-Nasser, 1991), благодаря которой реализуются однократное нагружение образца и динамическая калибровка измерительной системы. В схему экспериментальной установки встроен калориметр, который позволяет непосредственно определять тепловую энергию, выделившуюся в процессе пластического деформирования материала.

Проведена серия экспериментов с образцами из меди М1. Каждый образец несколько раз подвергался динамическому нагружению. Работа, затраченная на пластическое деформирование образцов, определялась из полученных диаграмм напряжение-деформация, и затем сравнивалась с изменением их тепловой энергии. Эксперименты показали, что в результате одного нагружения с деформированием образца на 12-15% только 0.1-0.2 работы, затраченной на пластическое деформирование образца, выделяется в виде тепла. После второго нагружения в тепло переходит 0.3 затраченной работы, а суммарная деформация образца приближается к 22-25%. После третьего нагружения суммарная деформация образца достигает 32-34%, и в тепло переходит уже 0.4 работы, затраченной на пластическое деформирование образца.

В работе приводятся результаты измерений плотности и микро- и макротвёрдости деформированных образцов.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДВУНАПРАВЛЕННОМ ЭФФЕКТЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Малыгин Г.А.

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

Эффект памяти формы в сплавах, испытывающих мартенситный переход, имеет обычно одно направление, противоположное направлению предварительной деформации материала. В случае никелида титана с повышенным, по сравнению с экваторным, содержанием никеля специальной термомеханической обработкой (отжигом лент или полосок в изогнутом состоянии при 700-900 К) можно добиться того, что при последующем двуступенчатом $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ мартенситном переходе ленты или полоски вначале выпрямляются, а затем изгибаются в противоположном начальному изгибу направлении (рис.1). Такое обратимое формоизменение полосок и лент из никелида титана получило название двунаправленного (two-directional) (рис.1а) и кругового (all-round) (рис.1б) эффектов памяти формы [1].

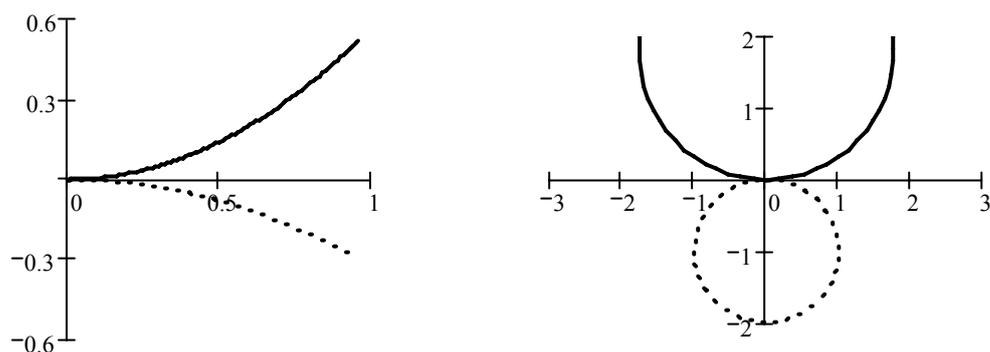


Рис.1. Двунаправленный (а) и круговой (б) эффекты памяти формы.
Пунктир – исходный вид полоски и ленты после отжига, сплошные кривые – после $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ превращения.

Как показало электронно-микроскопическое исследование термообработанных вышеописанном способом лент и полосок, эффект обратимого изменения знака их кривизны при прямом и обратном мартенситных переходах обусловлен анизотропным распределением дискообразных частиц интерметаллида Ti_3Ni_4 [1]. Частицы когерентно связаны с матрицей и создают в процессе отжига в сжатом и растянутом слоях изогнутой ленты внутренние напряжения противоположного знака.

Этот качественный механизм двунаправленного и кругового ЭПФ в никелиде титана был проанализирован в работе [2] на основе теории размытых мартенситных переходов [3], что позволило количественно промоделировать эффект (рис.1) и установить параметры, определяющие его возникновение. Обсуждение результатов этого моделирования и является целью настоящего сообщения.

1. N. Nishida, T. Honma. Scripta metall. **18**, N11, 1293 and 1299 (1984).
2. Г.А. Малыгин. ФТТ **45**, N9, 1700 (2003).
3. Г.А. Малыгин. УФН **171**, N2, 187 (2001).

ВЗРЫВНОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ ПОРОШКОВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ

Арисова В.Н., Трудов А.Ф.

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия
mv@vstu.ru

Детали из высоколегированных титановых сплавов имеют низкую плотность, высокую удельную прочность, обладают жаропрочностью и жаростойкостью. Сплавы на основе титана, полученные методом порошковой металлургии путем высокоскоростной кристаллизации порошков, имеют сферическую форму частиц с мелкозернистой (1-10 мкм) дендритной литой структурой. При сохранении после прессования мелкозернистой структуры исходного порошка, можно получить материал с высокими характеристиками жаропрочности, жаростойкости с достаточной пластичностью и надежностью.

Традиционная технология изготовления изделий из порошков с использованием горячего статического прессования приводит к существенному росту зерна, что ухудшает механические и эксплуатационные свойства материала.

Одним из способов исключения операции горячего прессования является использование компактирования с помощью бризантных взрывчатых веществ. В материале, полученном взрывным прессованием порошка, процесс рекристаллизации затруднен, что является важным с точки зрения повышения жаропрочных свойств.

Взрывному прессованию подвергались порошки жаропрочного сплава системы Ti-Al-Nb-V. При воздействии интенсивного ударного сжатия малопластичный материал деформируется практически без образования трещин. Важным фактом является заваривание внутренних пор, а также частичная сварка порошинок, обусловленные локализацией пластической деформации в контактируемых поверхностных слоях частиц.

Последующее спекание прессовок в вакууме ($1,33 \times 10^{-2}$ Па) при нагреве до 1000°C приводит к повышению плотности, устранению щелевидных пор, при этом изменений в микроструктуре не наблюдается. Ударно-волновое нагружение смещает процесс рекристаллизации в сторону более высоких температур из-за мелкозернистости, неравномерности и повышенной твердости материала. Процесс рекристаллизации начинается при температуре 1150°C .

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ИОННОГО ТОКА НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

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

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия,
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.

Ранее нами было проведено исследование влияния дозы облучения ионами Si^+ Ar^+ на изменение механических свойств титанового сплава [1]. В качестве имплантанта были выбраны кремний и аргон вследствие сравнительно большой атомной массы (для формирования большой каскадной области при взаимодействии с матрицей) и лучших в комплексе механических свойств соединения Ti-Si [2]. Обнаружено немонотонное изменение микротвердости и усталостной прочности в зависимости от типа и дозы облучения, сглаживание поверхности под действием ионной бомбардировки.

В данной работе представлены результаты сравнительного исследования усталостной прочности, микротвердости и состава поверхностных слоев образцов сплава Ti-2,2Al-0,6Mn, облученных ионами Ar^+ и Si^+ ($E=40\text{кэВ}$, $D=10^{17}\text{ион/см}^2$) в зависимости от плотности ионного тока ($j=10 - 50\text{мкА/см}^2$).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 02-02-16670 и 03-02-06527)

1. П.В. Быков, Ф.З. Гильмутдинов, В.А. Волков, А.А. Колотов, В.Я. Баянкин. *Материаловедение*, 2003, № 11, с. 30-34.
2. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. *Тугоплавкие соединения (справочник)*. М.: Металлургия, 1976, 560 с.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ В МАССИВНОМ И ЛЕНТОЧНОМ СОСТОЯНИЯХ

Бобров О.П., Лаптев С.Н., Хоник В.А.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

khonik@vspsu.ac.ru

В недавнее время был открыт ряд металлических композиций, имеющих низкую критическую скорость закалки. Эти композиции позволяют получать в аморфном состоянии отливки толщиной до нескольких сантиметров при крайне низких скоростях закалки, от 10^{-1} до 10^2 К/с. Известно также, что для производства металлических стекол в виде лент толщиной $20 \div 50$ мкм требуется скорость закалки порядка 10^6 К/с, что как минимум на три порядка превосходит скорость закалки, необходимую для получения массивных металлических стекол. Естественно ожидать, что огромная разность в скоростях охлаждения при закалке массивных и ленточных металлических стекол должна привести к определенной разности в их неупругом поведении, проявляющейся в разнице соответствующих температурных зависимостей внутреннего трения и модуля упругости. Этот вопрос, однако, остается практически неисследованным.

В настоящем исследовании представлены результаты измерения внутреннего трения и модуля упругости вышеуказанного металлического стекла в массивном и ленточ-

ном состояниях. Измерения были выполнены методом изгибных колебаний в частотном диапазоне $90 \leq f \leq 5000$ Гц при скоростях нагрева $1 \leq \dot{T} \leq 30$ К/мин от комнатной температуры до температур, превышающих температуру кристаллизации. Установлено, что температурные зависимости внутреннего трения и нормированного модуля Юнга в массивном и ленточном состояниях весьма близки, несмотря на разницу соответствующих скоростей закалки, не менее, чем на три порядка. Этот факт обсуждается в рамках различных представлений о структуре и кинетике структурной релаксации металлических стекол.

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Бречко Т., Щепанек Я.

Варминско-Мазурский Университет в Ольштыне, Польша

teodor.breczko@uwm.edu.pl

В предлагаемой работе представлены результаты экспериментальных исследований эвтектического распада тройного сплава Ti-Ni-Cu, полученного методом быстрой закалки из расплава. В бинарных и многокомпонентных сплавах на основе титана (B2-сплавах) могут происходить переходы $B2 \rightarrow B19' \rightarrow B19$. При средней концентрации меди, как β -стабилизатора, происходят последовательные переходы $B2 \rightarrow B19 \rightarrow B19'$.

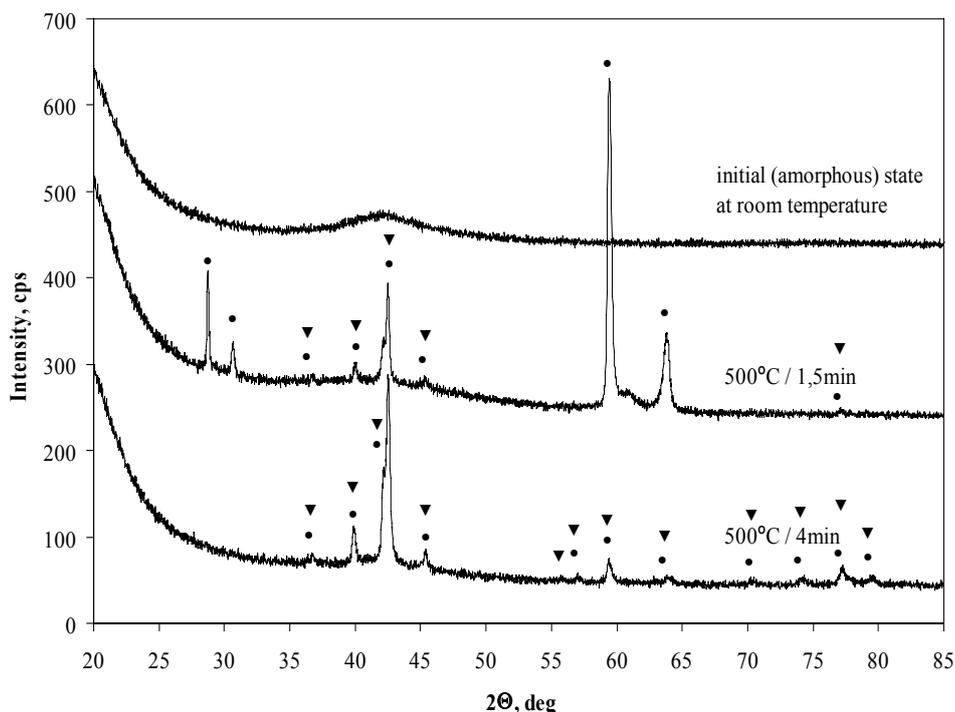


Рис. 1. Изменение кристаллической структуры сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в процессе отжига:
● – структура B19'; ▼ - структура B19.

На основании дифрактограмм определили изменение параметров тонкой структуры при переходе сплава из аморфного состояния в кристаллическое.

СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ ДОМЕНЫ ПОЛИКРИСТАЛЛА $Ni_{2,16}Mn_{0,84}Ga$ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ МАЛОЙ НАПРЯЖЕННОСТИ

Бречко Т., Брамович М.

Варминско-Мазурский Университет в Ольштыне, Польша
teodor.breczko@uwm.edu.pl

В предлагаемой работе представлены результаты испытаний кристаллографической структуры сплава рентгеновским методом и его магнитных доменов методом силовой магнитной микроскопии. Исследуемый сплав получен методом электродуговой плавки. Образцы для исследований вырезали электроискровым методом. Температуры мартенситного перехода: $T_m = 290$ К и Кюри: $T_c = 360$ К определили теоретически на основании рассчитанной электронной концентрации [1]. Исследования проводили при комнатной температуре, т.е. в аустенитном состоянии сплава, вблизи температуры мартенситного перехода. На основании рентгеновских рефлексов аустенита симметрии $L2_1$ определили постоянную решетки a при соответствующем факторе добротности R . Результаты рентгеновского эксперимента, проведенного на образцах в магнитном поле, представлены в табл. 1.

Таблица 1.

| Напряженность поля H , мТ | Постоянная решетки a , Å | Коэф. добротности, R |
|-----------------------------|----------------------------|------------------------|
| 0 | 5,8172 | 0,826041 |
| 133 | 5,8105 | 0,639048 |
| 170 | 5,8107 | 0,752886 |
| 250 | 5,8203 | 0,110763 |

Полученные значения коэффициента добротности соответствуют дифрактограммам, представленным на рис. 1, на которых наблюдается anomальное изменение интенсивности профиля 620 и наличие профилей, принадлежащих подрешеткам.

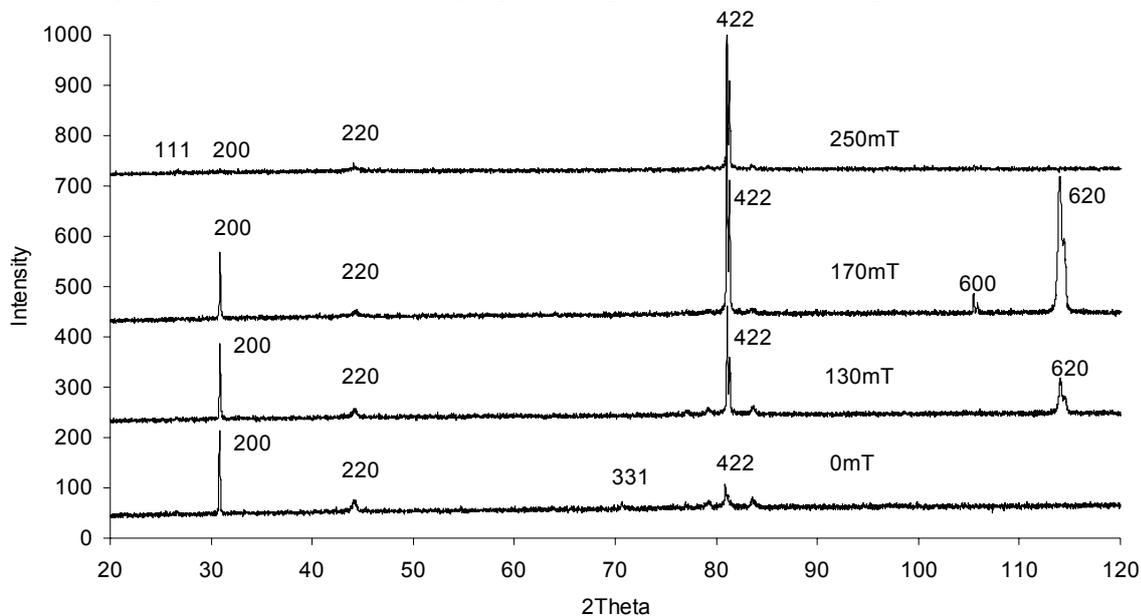


Рис. 1. Влияние магнитного поля на дифракционную картину сплава $Ni_{2,16}Mn_{0,84}Ga$

1. А.Н.Васильев, В.Д. Бучельников и другие, Ферромагнетики с памятью формы, Успехи Физических Наук, т. 173, № 6, 2003, сс. 577 - 608

АМОΡФНЫЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Пилюгин В.П., Гундырев В.М.

Институт физики металлов Уральского отделения РАН, Екатеринбург
zeldovich@imp.uran.ru

Деформация кручением в наковальнях Бриджмена (сдвиг под давлением) является одним из известных способов интенсивной пластической деформации, не приводящей к разрушению. Деформация со степенью $\epsilon=6$ и более, осуществляемая этим способом, приводит к возникновению субмикроструктурных и нанокристаллических структур в металлических материалах. В некоторых случаях интенсивная пластическая деформация создает аморфные структуры. Аморфная структура важна не только сама по себе, но и как исходное состояние для получения однородных нанокристаллических структур при кристаллизации.

Создание нанокристаллической структуры в никелиде титана повышает прочностные характеристики сплава и обеспечивает возрастание реактивных напряжений. Поэтому получение аморфной и затем (при кристаллизации) однородной нанокристаллической структуры является важной задачей.

Образцы сплава Ti-50,5 ат.%Ni в виде дисков диаметром 5 и 10 мм и толщиной 0,35 мм были деформированы на разную степень, от 1/16 оборота до 10 оборотов. Деформация на 10 оборотов (с учетом сжатия образцов) соответствует степени $\epsilon=6,5$ на половине радиуса образца диаметром 5 мм. Исследование структуры выполняли методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии, в том числе высокоразрешающей.

В исходном недеформированном состоянии образцы содержали B2-фазу. Приложение квазигидростатического давления 8 ГПа, а также сдвиг под давлением на 1/16 оборота приводили к образованию B19'-мартенсита. При увеличении степени деформации линии мартенсита на рентгенограммах уширились и сливались, и после деформации на 1 оборот формировалось широкое и яркое гало, свидетельствующее о переходе к аморфному состоянию. Электронно-микроскопическое исследование показало, что в этом состоянии сосуществуют аморфная и кристаллическая структура. После деформации на 5 и более оборотов формировалась аморфная структура [1]. На электроннограммах, полученных с аморфной структуры, были видны 4-5 гало [2], расположение которых дало информацию о положении максимумов и минимумов на функции радиального распределения атомов (ФРРА). В полученной аморфной структуре никелида титана положение экстремумов ФРРА соответствует модели Бернала-Финнея, разработанной для описания структуры простых жидкостей.

Кристаллизация аморфной структуры при нагреве происходила медленно до температуры 300°C, но при нагреве до 350°C она завершалась скачкообразно. Размер образующихся нанозерен варьировал в пределах от 20 до 70 нм. Был предложен простой способ анализа рентгеновских линий, полученных от структуры, содержащей смесь аморфной и кристаллической составляющих, который позволяет определить доли этих составляющих.

1. Татьяна Е.В., Курдюмов В.Г., Федоров В.Б. Получение аморфного сплава TiNi при деформации сдвигом под давлением // Физика металлов и металловедение. 1986. Т.62. Вып.1. С.133-137.
2. Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Пилюгин В.П., Гундырев В.М. Структурные изменения в никелиде титана при сдвиге под давлением и последующем нагреве // Металлы. 2003. № 3. С.38-44.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ПОТОКА ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ НА ПРЕГРАДЫ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И МЕДИ

Хомская И.В. *, Зельдович В.И. *, Коршунов Л.Г. *, Фролова Н.Ю. *,
Хейфец А.Э. *, Ушеренко С.М. **

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

*** НИИ импульсных процессов, Минск, Республика Беларусь*

Внедрение порошковых частиц различной природы (металлы, оксиды, карбиды, нитриды и др.) в металлические преграды на расстояния, превышающие размер частиц в 100-1000 раз, называют сверхглубоким прониканием. Это на 1-2 порядка больше, чем в случае проникания твердых ударников в металлические мишени. Ранее белорусскими учеными были определены условия, при которых реализуется процесс сверхглубокого проникания. Размер частиц должен составлять 10-500 мкм, скорость частиц – 0,5-2,5 км/с, время воздействия – 100-200 мкс, плотность потока частиц не менее 1 г/см³. Разгон частиц осуществляется с помощью взрывного ускорителя. Поток частиц при соударении с преградой возбуждает в ней ударные волны. Опережающее воздействие ударных волн создает в материале мишени необходимые условия для сверхглубокого проникания небольшой, до 1%, доли разогнанных частиц. Внедряясь в материал преграды, частицы формируют в нем систему прерывистых частично схлопнутых каналов, плотность которых обычно составляет $\sim 1,5 \times 10^5$ см⁻², а диаметр 0,1-1,0 мкм. Каналы сверхглубокого проникания имеют сложное строение.

Металлографическим, электронно-микроскопическим, локальным рентгено-спектральным методами анализа исследовали структурные изменения в меди, железоникелевых и железомарганцевых сплавах, и сталях с различными исходными структурами, вызванные действием высокоскоростного (~ 1 км/с) потока дисперсных (~ 60 мкм) частиц SiC, Cr и смеси частиц SiC и Ni. Разогнанные энергией взрыва частицы проникают в материал образцов на глубину в несколько десятков миллиметров.

Установлено, что структурные превращения в сталях и сплавах под действием ускоренного взрывом потока порошковых частиц складываются из воздействия ударных волн, созданных при соударении потока с преградой, и из воздействия частиц, проникших в материал преграды. Действие ударных волн характеризуется значительной неоднородностью на макро- и микроуровне. Обнаружено два типа каналов сверхглубокого проникания, соответствующих двум видам взаимодействия материала преграды с частицами: упругому (полное залечивание канала) и упругопластическому (формирование частично залеченных каналов). С увеличением микротвердости материала и содержания углерода в твердом растворе плотность регистрируемых каналов снижается.

На примере быстрорежущей стали показано, что нагружение высокоскоростным потоком частиц приводит не только к образованию каналов сверхглубокого проникания, микротрещин, скоплений дислокаций, а также к разрушению карбидных частиц, присутствующих в исходной структуре стали.

Теоретический анализ показал, что ударные волны создают в материале преграды поле неоднородных растягивающих напряжений. Релаксация напряжений в условиях задержки пластической деформации происходит за счет квазиупругого нарушения сплошности материала преграды. В результате возникают подвижные, протяженные, коротко живущие поры (транспортные капсулы), которые переносят частицы порошка внутри преграды.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 03-03-33028).

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Скворцова Н.П.

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

Обзор основных результатов экспериментальных исследований за последние 10 лет нового физического явления – высокотемпературной сверхлокализации пластической деформации, заключающейся в деформационном расслоении кристаллов при температурах выше $0,5T_m$ (T_m – температура плавления) на локальные высокодеформированные области (полосы локализованного сдвига (ПЛС)) внутри практически недеформированной матрицы. Величина локальной сдвиговой деформации в ПЛС достигает 1000% и выше при средней деформации образца менее 10%. Различные феномены, сопровождающие высокотемпературную деформацию, такие как деформационное расслоение и разупрочнение материала, прерывистая текучесть, микроразрушение, являются отражением нелинейного поведения деформируемого материала в результате кооперативного взаимодействия различных дефектов (точечных, линейных, поверхностных и др.). Исследования в режиме активной деформации сжатием и растяжением проводились на щелочногалогенидных (LiF, NaCl), щелочноземельных (BaF₂) и слоистых (LiF-LiF:Mg²⁺) монокристаллах, выращенных методом А.В. Степанова.

Выполнен термоактивационный анализ высокотемпературной локализации пластической деформации по макроскопическим данным. Дифференциальными методами циклирования скорости деформации и нулевой скорости релаксации напряжений выделены вклады внутренних и эффективных напряжений в величину напряжения перехода к локализованному течению. Показано, что скорость высокотемпературной локализации контролируется дислокационными механизмами – переползанием дислокаций и их аннигиляцией, которые зависят от диффузии деформационных вакансий в зоне сдвига.

Исследована дислокационная микроструктура зон интенсивного сдвигообразования. Впервые показано, что спонтанная перестройка дислокационных субструктур в зонах сдвига является необходимым условием установления режима деформационного разупрочнения в ПЛС. Обнаружена строгая корреляция между величиной приложенного напряжения перехода к локализации, температурой деформации и средним размером субзерен.

Установлена и исследована взаимосвязь пластической нестабильности и флуктуаций деформирующих напряжений и скорости сдвиговой деформации. Данный подход к исследованию локализации деформации оказался очень информативным, т.к. скачки напряжений “декорируют” действующие зоны сдвигообразования, а их величина (амплитуда) может в какой-то степени служить мерой сдвиговой деформации в отдельной зоне сдвига. Обнаружена анизотропия к знаку нагрузки исследованных параметров скачков напряжений. Исследована критическая динамика скачкообразной деформации и определен степенной характер распределений скачков напряжений и их временных интервалов. Установлен экспоненциальный характер температурных зависимостей исследуемых флуктуаций. Определена энергия активации скачкообразной деформации, которая оказалась близка к энергии миграции катионных вакансий. Обсуждены возможные физические модели высокотемпературной неустойчивости пластического течения.

ОПТИМИЗАЦИЯ ДИССИПАТИВНЫХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИЙ, СОДЕРЖАЩИХ ПЬЕЗОЭЛЕМЕНТЫ

Клигман Е.П., Матвеев В.П., Юрлова Н.А.

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

Управление реакцией на динамические воздействия конструкций, содержащих элементы, выполненные из пьезоматериалов, можно осуществить путем подачи внешнего электрического сигнала на эти элементы, что требует наличия специальной радиоэлектронной аппаратуры (активный способ). Предлагается пассивный способ управления динамическими свойствами системы путем подключения к пьезоэлементам внешних RLC-цепей и оптимизации их параметров. Гашение колебаний в таких системах происходит вследствие преобразования части механической энергии в электрическую с ее последующим рассеиванием в виде тепла и электромагнитного излучения.

Уравнение движения тела, состоящего из упругого и пьезоэлектрического элементов, получено на основе соотношений теории упругости и квазистатических уравнений Максвелла для диэлектрических сред. Задача определения динамических свойств системы формулируется как спектральная задача уравнения движения тела с использованием закона Ома для переменного тока во внешних RLC-цепях. Учет вязкоупругих свойств материалов осуществляется путем введения комплексных динамических модулей, являющихся аналогами вязкоупругих операторов. Найденные комплексные собственные числа полученного уравнения определяют резонансные частоты и показатели демпфирования системы. Комплексные собственные функции определяют формы и фазы колебаний. Оптимизация диссипативных свойств конструкции сводится к поиску места установки пьезоэлемента и определения параметров R , L и C , обеспечивающих наибольшее значение показателя демпфирования для опасных мод колебаний.

Выполненные в рамках электровязкоупругости оболочек расчеты и эксперименты со стержневыми и оболочечными элементами подтвердили справедливость предложенной математической модели и показали высокую эффективность описанного способа гашения механических колебаний.

Данная работа была выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 03-01-00557).

1. V.P. Matveyenko, E.P. Kligman, N.A. Yurlova, D.V. Grachev. Optimization of dynamic characteristics of mechanical systems made of piezoelectric smart - materials. // Труды XXIX Летней школы «Актуальные проблемы механики АРМ 2001», Санкт-Петербург, 2002, стр. 463-469.
2. V.P. Matveyenko, E.P. Kligman, N.A. Yurlova. Dissipative properties control of mechanical systems based on Smart materials with piezoelectric elements. // New challenges in mesomechanics. Proceedings of the International Conference, Aalborg, Denmark, August 26-30, 2002, Eds. R.Pyrz, J. Schjodt-Thomsen, J.C. Rauhe. 2002. V.2, p.375-380.

ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НА ОСНОВЕ МИКРОПОЛЯРНОЙ ТЕОРИИ УПРУГИХ ТОНКИХ ПЛАСТИН

Саркисян С.О.

Gyumri State Pedagogical Institute, Gyumri, Armenia

Под концентрацией напряжений принято понимать резкое локальное изменение поля напряжений в деформированном теле. С математической точки зрения явления концентрации напряжений характеризуются тем, что дифференцирование функций, представляющих напряжения, перемещения и углы поворота, приводят к повышению их порядка.

Для данных классов задач интересно рассмотреть концентрацию напряжений в рамках моментной (несимметричной, микрополярной) теории упругости. Быстро меняющееся поле напряжений, возникающее вокруг отверстий, по-видимому, очень чувствительно к введению в задачу моментных членов.

По нашему мнению, весьма перспективным является применение моментной теории упругости в плоских и трехмерных задачах о концентрации напряжений вокруг отверстий.

Применение общей плоской или пространственной несимметричной теории упругости к решению задач о концентрации напряжений в математическом отношении весьма сложно. Поэтому, как в классической теории упругости, для тонких стержней, пластин и оболочек естественно применение сингулярно-вырожденной асимптотической теории.

В работе [1] построена асимптотическая теория микрополярных упругих тонких пластин. Основным результатом указанной работы является расщепление трехмерной задачи на внутреннюю - двумерную задачу (прикладная - осредненная теория) и задачу погранслоя. Прикладная - осредненная теория имеет место в области срединной плоскости пластинки с определенными граничными условиями на контуре указанной двумерной области. Погранслоем для микрополярной упругой тонкой пластинки представляет собой совокупность четырех типов погранслоев – плоского и антиплоского силовых и моментных погранслоев. Построение асимптотической теории микрополярных упругих тонких пластин осуществляется как для симметричного (обобщенного плоского напряженного состояния микрополярных пластин), так и для антисимметричного (изгиб микрополярных пластин) по поперечной к срединной плоскости пластинки координате.

Таким образом, построенная в работе [1] асимптотическая теория позволяет изучить явления концентрации напряжений около отверстий в постановке трехмерной моментной теории тонких пластин.

В работе рассматриваются осесимметричная задача обобщенного плоского напряженного состояния и задача изгиба для бесконечной микрополярной упругой пластинки постоянной толщины, имеющей отверстие, ограниченное круговой цилиндрической поверхностью. Усилия или моменты считаются приложенными на бесконечности, а граничная поверхность отверстия и плоские торцы пластинки свободны от напряжений (как силовых, так и моментных). Рассмотрено распределение силовых и моментных напряжений на граничной поверхности отверстия по высоте пластинки.

Дан подробный численный анализ полученных решений.

[1]. Саркисян С.О. О некоторых результатах внутреннего и краевого расчетов тонких пластин по несимметричной теории упругости // В сб.: Проблемы механики тонких деформируемых тел. Ереван изд-во НАН Армении 2002. С. 285-296.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОЙ МЕДИ С УЧЕТОМ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ

Ситдииков В.Д., Чембарисова Р.Г., Щербаков А.В., Александров И.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет
iva@mail.rb.ru

Компьютерное моделирование является важным инструментом, широко применяемым для исследования деформационного поведения металлов. В частности, в работе [1] моделирование в рамках дислокационной модели, учитывающей активизацию источников и стоков дислокаций в теле и стенках ячеек, позволило успешно проанализировать деформационное поведение меди при больших пластических деформациях вплоть до истинных степеней $e = 6-8$.

В последние годы особый интерес исследователей вызывает метод интенсивных пластических деформаций (ИПД), который позволяет достигать степеней деформации $e > 1-10$ при достаточно низких температурах в условиях высоких приложенных давлений $P > 10^6$ ГПа [2]. При этом в объемных заготовках из различных металлов и сплавов формируются наноструктурные состояния.

При условии формирования однородной равноосной зеренной структуры с высокоугловыми границами наноструктурные металлы характеризуются проявлением так называемого парадокса ИПД [3], заключающегося в одновременном проявлении высокой прочности и пластичности. Кроме того, для таких наноструктур могут быть характерны низкотемпературная и/или высокоскоростная сверхпластичность [2]. Однако до настоящего времени выявление механизмов столь необычного деформационного поведения наноструктурных металлов всё ещё остается актуальным вопросом. При анализе особенностей деформационного поведения наноструктурных материалов следует учитывать эволюцию кристаллографической текстуры.

В связи со сказанным выше, в настоящем докладе представлены результаты анализа механизмов необычного деформационного поведения наноструктурной меди с учетом кристаллографической текстуры. Моделирование проводилось в рамках дислокационной модели [1] для случая ИПД равноканально-угловым (РКУ) прессованием с 12 проходами по маршруту V_C (поворот заготовки на 90° после каждого прохода через оснастку). В качестве исходной текстуры была взята экспериментально измеренная текстура, соответствующая данному состоянию. Расчет эволюции текстуры производился для случая деформации растяжением в рамках самосогласованной упруго-пластической модели [4].

Результаты моделирования позволили установить активные источники и стоки дислокаций, выявить действующие системы скольжения, рассчитать обобщенные факторы Тейлора, проанализировать эволюцию плотности дислокаций при растяжении наноструктурной меди. Таким образом, в результате выполненных исследований сделан важный шаг в направлении объяснения необычного деформационного поведения объемных наноструктурных материалов.

1. Y. Estrin, L.S. Toth, A. Molinari, Y. Brechet, Acta Mater. 1998, V. 46, No. 15, с.5509.
2. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000. 272 с.: ил.
3. Р.З. Валиев, И.В. Александров, ДАН, 2001, т. 380, №1, с. 34.
4. U.F. Kocks, C.N. Tomé, H.-R. Wenk, Texture and Anisotropy. Preferred Orientations and their Effect on Materials Properties, Cambridge University Press, 1998, 676 p.

О ЗАРОЖДЕНИИ ТРЕЩИН НА ГРАНИЦЕ СВОБОДНОГО УПРУГОГО ДВОЙНИКА В КАЛЬЦИТЕ

Федоров В.А., Тялин Ю.И., Тялина В.А., Чемеркина М.В., Бутягин А.А.

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

В настоящей работе исследовались особенности зарождения микротрещин при упругом двойниковании кристаллов кальцита.

Выбор кристаллов кальцита связан с тем, что они в достаточно широком интервале температур деформируются исключительно двойникованием, а оптическая прозрачность кристаллов позволяет наблюдать внутренние дефекты непосредственно. Упругий двойник в кристалле получали по методике Р.И. Гарбера [1]. Образцы имели размеры $8 \times 8 \times 10$ мм. При воздействии сферического индентора в кристалле зарождался упругий двойник в виде клиновидного лепестка, на котором в отраженном свете формировалась четкая интерференционная картина.

Отмечено, что при достижении некоторой критической нагрузки в хвостовой части свободно растущего упругого двойника зарождалась трещина. При этом вершинная часть двойника несколько уменьшалась в размерах. При расколе кристалла по плоскости спайности, проходящей через области существования упругого двойника и трещины, на месте трещины выявлялась строчка дислокаций с линейной плотностью дефектов $\sim 2,5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-1}$. В местах нахождения границ упругого двойника наблюдались лишь отдельные дислокационные ямки травления.

Для объяснения особенностей зарождения трещины численными методами изучалось распределение дислокаций в границе двойника и создаваемое ими поле упругих напряжений. Были рассчитаны напряжения растяжения, действующие вдоль плоскости двойникования. Оказалось, что максимум растягивающих напряжений смещен к хвостовой части двойника, причем сам максимум является “плавающим”. Из этого можно предположить, что трещины могут образовываться на границе двойника в зоне с максимальной плотностью дислокаций и далее распространяться по плоскости спайности. И, если допустить, что трещина может зародиться в области максимальных растягивающих напряжений, то они будут появляться не в головной, а ближе к хвостовой части двойника. Именно в этой области и наблюдаются трещины на границе свободного упругого двойника.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № (02-01-01173)

1. Гарбер Р. И., Образование упругих двойников при двойниковании кальцита. - Докл. АН СССР, 1938, 21, №5, 233 – 235 С.

ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В ЩЕЛОЧНОГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛАХ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ВЕРШИНУ ТРЕЩИНЫ

Тялин Ю.И., Тялина В.А., Федоров В.А., Чемеркина М.В., Бутягин А.А.

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

В работе изучалось залечивание трещин в кристаллах LiF при опосредованном механическом воздействии на их вершину. Локальная нагрузка в вершине трещины создавалась в результате нагрева или рентгеновского облучения материала в малой окрестности вершины трещины. Образующиеся сжимающие напряжения можно использовать для восстановления нарушенной сплошности.

Исследования проводили на призматических образцах кристаллов LiF размером 4x8x40мм, в которых создавалась зародышевая трещина длиной $L = (20-30)$ мм. Трещина располагалась симметрично относительно широкой грани образца. Часть экспериментов проводилась на микротрещинах, образующихся при индентировании кристаллов. Такие трещины появляются при определенной ориентации пирамиды индентора относительно плоскостей спайности кристалла и залегают в плоскостях (110). В этих экспериментах оптическим методом измерялась длина трещин до и после воздействия на образцы.

Для оценки качества залечивания макротрещин проводились механические испытания образцов с исходной и залеченной трещиной. При этом фиксировались длина трещины L и критическое усилие разрыва образца F , по которым определяли коэффициент интенсивности напряжений K_1 .

В экспериментах на микротрещинах (до 150 мкм) отмечено частичное залечивание (до 10 %) только при облучении образцов. Связано это может быть с тем, что микротрещины в плоскости (110) имеют довольно грубый поверхностный рельеф, препятствующий сближению берегов трещины при нагружении образца. Поэтому при тепловом воздействии поверхности трещины могут смыкаться, но после охлаждения образца контакт берегов трещины не сохраняется.

Определены оптимальные режимы нагрева и дозы облучения, при которых макротрещина залечивается на участке с размерами, сравнимыми с характерным размером зоны воздействия. Увеличения длины залеченного участка можно добиться последовательным смещением области сжатия от вершины трещины. В этом случае каждая последующая процедура залечивания становится менее эффективной. По мере удаления от вершины трещины вместе с участками, где сплошность восстанавливалась полностью, наблюдаются области, в которых трещина залечивается не по всей поверхности. Незалеченные участки чаще располагаются вблизи краев образца.

Механические испытания кристаллов с частично залеченными трещинами показывают, что прочность образцов восстанавливается практически полностью, а в некоторых случаях может и превышать прочность исходных образцов с трещиной такого же размера. Наблюдаемое в этих случаях некоторое упрочнение кристаллов может быть обусловлено взаимодействием трещины с пластической зоной, формирующейся при ее остановке и залечивании.

Оценено изменение K_1 за счет упругих напряжений пластической зоны. Последняя представлялась двумя линиями скольжения и дисклинационным диполем в вершине трещины. Оценки показывают, что при заметном пластическом течении в вершине трещины при ее остановке изменение K_1 может достигать десятка процентов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 02-01-01173).

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Ушаков И.В., Пермякова И.Е., Федоров В.А.

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

Исследования проводили на металлическом стекле (МС), полученном путем спиннингования. Толщина ленты 30 мкм, состав: 75,4%Co+3,5%Fe+3,3%Cr+17,8%Si (вес.%). Размер исследуемых образцов 10×20 мм. Перед испытанием их подвергали отжигу в печи при $T_{an}=533-903$ К с выдержкой $t=10$ мин при каждой T_{an} . Аморфность МС контролировалась проведением рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-2 и ДСК (Rigaku 8230). Поверхность контактной стороны лент МС до и после термической обработки исследовалась на оптическом микроскопе МИМ-7.

U – методом на изгиб установлен характер изменения пластичности МС в зависимости от температуры отжига. При $T_{an} \leq 593$ К разрушение МС не наблюдается. При T_{an} свыше 628 К, при изгибе происходит образование магистральных трещин, ведущих к разрушению образцов. Температура отпускной хрупкости составила $T_f \approx 613$ К. Потеря пластичности приводит к потере вязкости разрушения и, соответственно, к возрастанию хрупкости. Предполагается, что снижение пластичности МС является следствием уменьшения подвижности атомов, обусловленного образованием в процессе структурной релаксации более стабильной структуры с ближним порядком. Температура отжига $T_{an} \approx 823$ К, соответствующая максимальному охрупчиванию (минимальной пластичности), связана с переходом образцов в дисперсное субмикроструктурное состояние. Это значение температуры совпадает с данными ДСК, при которых происходит кристаллизация.

В соответствии со спецификой геометрии образцов и аморфного состояния выявлены особенности режимов измерения истинной микротвердости МС методом микроиндентирования по Виккерсу на подложках. Отмечено аномальное поведение величины микротвердости от температуры предварительного отжига на стадиях перехода из аморфного состояния в кристаллическое при практически нулевой пластичности, исследованной U -методом. В результате сравнительного анализа механических характеристик, полученных при микроиндентировании и U -методом, выявлено, что метод микроиндентирования позволяет более точно и адекватно фиксировать изменения механических свойств ленточных образцов МС.

Установлено, что процесс кристаллизации в лентах МС на основе кобальта обнаруживается вначале в тонком поверхностном слое. Локальное уменьшение температуры кристаллизации на поверхности вызывается, по-видимому, возникновением концентрационных градиентов, обусловленных избирательным окислением и сегрегацией легирующих элементов в поверхностных слоях лент МС.

Изучена морфология поверхностных слоев и характера роста кристаллов из аморфной фазы. После отжига при $688 \text{ К} < T < T_{crys}$ на поверхности наблюдается дендритная кристаллизация, не распространяющаяся вглубь аморфных фольг, а также выделение кубических кристаллов.

В целом, процесс кристаллизации исследуемого МС можно разделить на два этапа. На первом этапе фазовых превращений при переходе из аморфного в равновесное кристаллическое состояние происходит выделение фаз кобальта (ГЦК и ГПУ). На втором этапе – образованием комплексов фаз: металл-металлоид, металл-металл исследуемого сплава.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-01-00403).

ВОССТАНОВЛЕНИЕ СПЛОШНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Федоров В.А., Стерелюхин А.А., Плужникова Т.Н., Карьев Л.Г.

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

feodorov@tsu.tmb.ru

Залечивание трещин спайности в ионных кристаллах, монокристаллических металлах и полупроводниках может произойти вследствие действия одноосного сжатия или термоэлектрического воздействия на материал [1-3]. Данная работа посвящена исследованию качества сращивания шлифованных поверхностей поликристаллических металлических образцов, моделирующих трещину, при одноосном сжатии, одновременном повороте поверхностей относительно друг друга, а также установлению влияния переменного электрического тока на качество сращивания поверхностей.

В экспериментах использовали поликристаллы Al (A1), Cu (M1), сплав свинца и сурьмы (92% - Pb, 8% - Sb). В первой серии опытов образцы соединялись шлифованными поверхностями и подвергались воздействию одноосного сжатия, на начальной стадии которого они также подвергались одновременному повороту относительно друг на угол до 30^0 (схема 1). Во второй серии экспериментов под нагрузкой образцы подвергались деформации по схеме 1 и одновременному пропусканию переменного электрического тока (схема 2). Нагрузку варьировали в пределах от $1,63 \cdot 10^7$ Н/м² до $9,8 \cdot 10^7$ Н/м² для Al, от $1,71 \cdot 10^7$ Н/м² до $19,6 \cdot 10^7$ Н/м² для меди и от $0,16 \cdot 10^7$ Н/м² до $1,96 \cdot 10^7$ Н/м² для Pb+Sb. Плотность тока для второй серии опытов составляла $42,7 \cdot 10^3$ А/м² для алюминия, $66,1 \cdot 10^3$ А/м² для меди и $76,2 \cdot 10^3$ А/м² для Pb+Sb при напряжении 20В. Время воздействия одноосного сжатия и электрического тока составляло ~30 секунд. Для количественной оценки качества восстановления сплошности образцы разрывали по плоскости схватывания. Напряжение разрыва сравнивали с табличным значением временного напряжения разрыва.

Схватывание поликристаллических металлических поверхностей носит очаговый характер. Пятно контакта составляет не более 7% от общей площади. Прочность залеченных участков для первой серии опытов не превышает 10-17 % от табличной для алюминия и меди, 40% для свинца. Вторая серия опытов показала, что совместное действие деформации и электрического тока обеспечивает восстановление прочности залеченных участков до 50% от табличной.

Несовершенство поверхностей образцов препятствует формированию непрерывной границы раздела и обуславливает очаговый характер схватывания поверхностей. Механическая деформация приводит к вскрытию ювенильных поверхностей, в результате чего происходит перекрытие потенциала металлической связи, что обеспечивает восстановление сплошности, воздействие электрического тока, в свою очередь, повышает качество сращивания.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173)

1. Финкель В.М, Ваган В.А, Сафронов В.Н. Залечивание трещин в монокристаллическом висмуте // Кристаллография. 1989. Т. 34. №6. С. 1508–1512.
2. Иванов В.П., Карьев Л.Г, Фёдоров В.А. Залечивание трещин в щелочно-галоидных кристаллах ионным током // Кристаллография. 1995. Т. 40. №1. С. 117–121.
3. Аргунова Т.С.и др. Дислокации в кремниевых структурах, полученных прямым сращиванием поверхностей с рельефом // ФТТ. 1996. Т.38. №11. С. 3361-3364.

ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЩГК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ ПРИ НАГРЕВЕ

Федоров В.А., Карьев Л.Г., Стерелюхин А.А., Мексичев О.А.

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

Работа посвящена исследованию структурных изменений поверхности кристаллов LiF, KCl, NaCl под действием нагрева и электрического поля. Свежевыколотый по плоскостям спайности образец размером 20-8-(2÷3) мм помещался между двумя никромовыми электродами, при этом он надежно контактировал с одним из них, а между противоположной гранью и вторым электродом создавался зазор ~ 0,1 мм.

В первой серии опытов к электродам прикладывалось постоянное электрическое напряжение 400 В. Во второй серии только на один плотно контактирующий электрод подавался положительный или отрицательный потенциал.

Во всех опытах при температурах больше 500 К на противоположной плотно контактирующему электроду и боковых поверхностях образцов появлялись изменения в виде желеобразных «капель» характерным размером 3-50 мкм, плоских и ступенчатых пирамидальных наслоений с каплей или без таковой на вершине.

В экспериментах первой серии плотность «капель» на грани кристалла, перпендикулярной электрическому полю, значительно выше, чем на боковых. Во второй серии опытов плотность капель и наслоений одинакова для всех граней кристалла, не контактирующих с электродом. В отсутствие поля при нагреве до предплавильных температур изменений этого типа не наблюдается.

В результате длительного вылеживания при комнатной температуре вещество желеобразных капель кристаллизуется.

Обнаруженные изменения поверхностей связаны с накоплением объемного заряда в приповерхностных областях [1-2]. При отрицательно заряженной поверхности происходит обеднение ее ионами металла, вследствие их миграции в направлении поля, в то время как ионы галоида остаются практически неподвижны. Положительно заряженной поверхности соответствует противоположный механизм – ионы металла накапливаются у свободной поверхности. В обоих случаях происходит нарушение стехиометрии поверхностного слоя кристалла [3]. Вследствие чего в результате уменьшения температуры плавления поверхностного слоя и действия сил кулоновского взаимодействия происходит ослабление связей и образование новой аморфно-кристаллической фазы. Последующая кристаллизация вещества новообразований связана с релаксацией объемного заряда.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173)

1. Федоров В.А., Карьев Л.Г., Иванов В.П., Николюкин А.М. Поведение поверхностей сколов щелочногалогидных кристаллов в электрическом поле при одновременном нагреве // ФТТ, 1996, т. 38, №2, с. 664-666.
2. Meksichev O.A., Karyev L.G., Fedorov V.A., Sterelukhin A.A. Generation of the Amorphous - crystalline Phase on Surface of Alkali-halide Crystals by Thermoelectric Effect // ICSC. 2003. Vol. 2. Pp. 503-510.
3. Сотников В.Т., Доброторский С.С., Запечельнюк Э.Ф., Доброторская М.В., Галий П.В. Роль тепловых и электронных возбуждений в изменении стехиометрии поверхности щелочно-галогидных кристаллов при воздействии концентрированных потоков энергии // ФТТ, 1986, т. 28, №7, с. 2254-2257.

ДИНАМИКА ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ У ВЕРШИНЫ ЗАЛЕЧИВАЮЩЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В., Чемеркина М.В., Тялин Ю.И.

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

Несмотря на значительный интерес к проблеме «залечивания» трещин, пор, усадочных раковин, количество работ, посвященных восстановлению сплошности в прозрачных диэлектриках, относительно невелико. В них практически не затрагиваются физические процессы, происходящие при схлопывании трещин, и есть лишь единичные попытки рассмотрения механизма восстановления нарушенных межатомных связей.

Цель работы: исследовать динамику полей напряжений у вершины трещин при воздействии электромагнитного излучения разных длин волн.

Изменение полей напряжений у вершины трещины изучалось на кристаллах КС1. В каждый образец лезвием бритвы вводили трещину длиной 10÷11 мм по плоскости (100). Кристалл при этом располагался так, что трещина была параллельна плоскости поляризации поляроидов. Исследование полей напряжений проводили на микрофотометре МФ-4.

В первой серии экспериментов кристаллы нагревали в печи в интервале температур от 300 К до 500К.

Во второй серии экспериментов кристаллы подвергали воздействию светового излучения с длинами волн (350 ÷ 760) нм от вольфрамовых ламп накаливания мощностью 20 Вт и 100 Вт с максимальной энергией излучения в спектре 1,06 и 1,24 эВ соответственно, одновременно нагревающих образцы до температур 325 ÷ 355 К. Освещенность поверхности образцов, в зависимости от мощности лампы и светофильтра, изменялась от 4 лк до 15 клк. Время воздействия варьировалось от 60 до 80 минут.

В третьей серии кристаллы подвергали воздействию ультрафиолетового излучения с длиной волны $\lambda = 250$ нм. Время воздействия 1 час.

В четвертой серии кристаллы подвергали воздействию излучения с длиной волны $\lambda = 0,154$ нм. Облучение кристаллов рентгеновскими лучами проводили на аппарате ДРОН-2. Время воздействия изменялось от 1 до 10 минут.

Экспериментально установлено, что при воздействии электромагнитного излучения разных длин волн происходят заметные изменения дислокационной структуры у вершин трещин. Методом двойного травления показано, что наблюдаемые изменения дислокационных картин, при воздействии излучения связаны с движением дислокаций в область вершины трещины. Это движение наблюдается в строчке дислокаций, в лучах розетки и в области прилегающей к вершине трещины.

Отмечено, что воздействие электромагнитного излучения инфракрасного, видимого, ультрафиолетового и рентгеновского диапазонов длин волн вызывает релаксацию механических напряжений в вершине трещин за счет обратимого движения дислокаций и приводит к их частичному залечиванию. Интенсивность залечивания и релаксации напряжений зависит от длины волны излучения. При уменьшении длины волны эффект залечивания и релаксации полей напряжений увеличивается.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №02-01-01173).

МЕТОД ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОННОЙ ТЕХНИКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЬЕЗОЭФФЕКТА

Зубцов В. И.

Полоцкий государственный университет.

Прогнозирование надежности с целью уменьшения затрат тесно связано с оценкой прочностных характеристик материалов. В значительной мере эти проблемы могут быть решены применением неразрушающих методов и устройств для оценки прочности материалов, изделий из них, элементов конструкций и самих конструкций, в том числе во время их эксплуатации.

Прочность, как известно, свойство твердых тел сопротивляться разрушению, а также пластической деформации под действием внешних нагрузок.

Критериями в классической теории прочности являются характеристики прочности при простом статическом нагружении: пределы прочности при одноосном растяжении T_p , сжатии T_e , предел прочности при сдвиге τ_{\max} . Применительно к конструкционным материалам и изделиям электронной техники в зависимости от свойств материала и условий эксплуатации дополнительно необходимо учитывать: максимальную относительную деформацию S_p , время от начала до разрушения τ_p и удельную работу деформации до разрыва, определяемую как $A_p = \int_0^{S_p} T(s) dS$, где T – механическое напряжение, S – деформация.

Анализируя возможности комплексной оценки прочности, можно выделить следующие недостатки: точное определение A_p , τ_p , S_p – процесс сложный и трудоемкий, сами характеристики условны, невозможность применения к эксплуатируемым изделиям, так как метод разрушающий. Для реализации неразрушающего контроля, в связи с его практической целесообразностью, следует использовать в качестве основного показателя прочности материалов и изделий то значение T , которое лишь предшествует пластической S .

Как известно, твердое тело сочетает в себе как упругие, так и вязкие свойства. Согласно модели Максвелла, эти характеристики описываются дифференциальным уравнением: $dS/dt = dT/\gamma dt + T/\eta_b$ (1), где S – деформация; γ – модуль упругости; T – механическое напряжение; η_b – вязкость.

При $T = const$ реализуются условия вязкого течения $T = \eta_b \cdot dS/dt$ (Закон Ньютона); видно что η_b – это коэффициент пропорциональности между нагрузкой и скоростью деформации, если же $S = const$, уравнение (1) принимает вид: $1/T \cdot dT/dt = -\gamma/\eta_b$. Из чего следует, что T и dT/dt (скорость изменения напряжений) зависят от модулей упругости и вязкости. Поскольку γ и η_b являются константами, их можно рассматривать в качестве физических характеристик материала. Следовательно, эти характеристики являются не условными, а исчерпывающими, когда речь не идет о разрушении материала при оценке прочности. Кроме того, использование γ и η_b в качестве показателей оценки прочности согласуется с законом термодинамики, т.к. определяет время релаксации ($\tau = \eta_b/\gamma$).

Наличие пор, трещин, микротрещин и других дефектов снижает прочность материалов. Определение гигроскопичности позволяет оценить связанную с этим потерю прочности. Итак, модуль упругости, вязкость и гигроскопичность являются дополнительными прочностными характеристиками, учитывающими особенности применения материалов электронной техники в зависимости от условий их эксплуатации.

ДЕВИТРИФИКАЦИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ТИПА ПЕРЕХОДНЫЙ МЕТАЛЛ-МЕТАЛЛОИД

Зайченко С.Г., Глезер А.М.

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

Метастабильное состояние аморфных металлических сплавов (АМС) вызывает девитрификацию их материала. Дестабилизирующие воздействия (термические, облучение частицами различной природы, низкотемпературное термоциклирование, напыление защитных металлических покрытий, время и ряд других) интенсифицируют этот процесс, сопровождающийся изменением физических свойств АМС. Механические свойства АМС типа переходный металл-металлоид (ПМ-М), являясь одними из наиболее чувствительных к процессу девитрификации, в ходе температурно-временных воздействий демонстрируют последовательный переход из исходного пластичного состояния в охрупченное, а из охрупченного - в кристаллическое. Нами впервые установлена тесная корреляция между эволюцией механических свойств, в частности напряжения (деформации) разрушения, и тепловыделением релаксационных спектров (РС), изменяющимся в зависимости от вида, интенсивности и продолжительности дестабилизирующих воздействий. Это позволило сформулировать феноменологические критерии вязко-хрупкого перехода и начала кристаллизации АМС как функции характера и параметров последних. Так, вязко-хрупкому переходу отвечает равенство нулю тепловыделения низкотемпературной части релаксационного спектра, началу кристаллизации - равенство нулю тепловыделения всего РС. Низкотемпературное термоциклирование в среде жидкого азота ($T=77$ К) или жидкого гелия ($T=4.2$ К) вызывает изменения как в низко-, так и в высокотемпературной частях РС, причем благоприятные изменения параметров гистерезисного цикла обусловлены изменениями именно высокоэнергетическими переходами в РС.

Описание АМС типа ПМ-М как многоуровневой системы с непрерывно распределенным спектром энергий активаций позволило получить указанные критерии в аналитической форме, позволяющей по изменениям РС по сравнению с исходным определять запас пластичности материала АМС в текущий момент времени и время до начала кристаллизации для любых видов дестабилизирующих воздействий. В области климатологических температур дестабилизирующим фактором является время, поэтому разработанные критерии позволили прогнозировать термовременную стабильность механических свойств АМС. Разработанные критерии прошли апробацию на более чем 30 АМС типа ПМ-М различных композиций и продемонстрировали полное согласие с экспериментальными данными. Обсуждаются физические процессы, вызывающие девитрификацию материала АМС.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СТРУКТУРУ СПЛАВА Ti-6Al-4V

Саитова Л.Р., Семенова И.П., Валиев Р.З.

*Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия*
Saitova-LR@yandex.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из перспективных методов формирования в металлах и сплавах ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и, как следствие, повышенных прочностных характеристик. Преимуществом способа равноканального углового прессования (РКУП), как одного из методов ИПД, является получение массивных УМЗ заготовок без изменения их геометрических размеров.

В работе представлены результаты исследования двухфазных титановых ($\alpha+\beta$)-сплавов ВТ6 и Ti-6Al-4V ELI, направленные на формирование однородной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, используя РКУП.

Проведены исследования механического поведения образцов после РКУП при испытаниях на растяжение при комнатной температуре. Показано, что РКУП сплавов ВТ6 и Ti-6Al-4V ELI способствует значительному повышению механических свойств за счет измельчения структуры и создания высоких внутренних напряжений. Например, предел текучести увеличивается примерно на 20% по сравнению с исходным состоянием при сохранении удовлетворительной пластичности. Изучены особенности формирования УМЗ структуры в исследуемых сплавах в процессе деформации. При этом установлено влияние содержания легирующих элементов и примесей в сплавах на структуру и механические свойства заготовок после РКУП. Выявлены закономерности формирования структуры и свойств сплавов ВТ6 и Ti-6Al-4V ELI в зависимости от температуры обработки, геометрии оснастки и количества циклов РКУ прессования. Установлено, что сочетание деформации и распада метастабильных фаз в процессе ИПД дает возможность управления морфологией структурных составляющих сплава и, соответственно, его прочностью и пластичностью.

МАГНИТНЫЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РЕАЛЬНУЮ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Смирнов А.Е.

Институт кристаллографии им. А. В. Шубникова РАН, Москва, Россия
asmirnov46@mail.ru

Представлены результаты исследования магнитных воздействий на реальную структуру и механические свойства немагнитных кристаллов.

Изученные явления систематизированы по двум направлениям: 1) эффекты, связанные с явлением так называемой магнитной «памяти» и 2) эффекты, не обладающие магнитной «памятью». В первом случае речь идет о таких преобразованиях примесной подсистемы, которые развиваются во времени после «намагничивания». Во втором случае магнитное поле воздействует на систему «дислокация – примесь» in situ – в

процессе приложения поля, изменяя локальные энергетические барьеры для движения дислокаций и, как правило, облегчая пластичность.

Установлено, что предварительное приложение магнитного поля уменьшает растворимость щелочно-галоидных кристаллов, изменяет их микротвердость, влияет на предел текучести.

Обнаружено существенное влияние постоянного магнитного поля на макропластичность немагнитных кристаллов (LiF, NaCl, PbS).

Показано, что магнитное воздействие носит пороговый характер.

Выявлено совместное влияние электрического и магнитного полей на кинетику пластической деформации.

ФРАКТАЛЬНЫЕ АСПЕКТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ

Давыдова М.М.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

davydova@icmm.ru

Понятия теории фракталов и ее математический аппарат широко используются для описания морфологических и динамических особенностей процессов и объектов. Цель настоящей работы – представить три примера применения концепции фракталов для изучения различных аспектов процесса разрушения.

- Первый – это модель роста перколяционного кластера “разрушения”, описывающая переход от дисперсного накопления повреждений к образованию магистральной трещины. Процесс моделирования (МКЭ программа) включает следующие стадии разрушения: накопление дисперсного повреждения в образце; образование и рост кластеров “разрушения”; формирование финального перколяционного кластера, состоящего из “начального” надреза и присоединившихся соседних кластеров. Ключевую роль в предложенном подходе играют нелинейные определяющие соотношения для параметра поврежденности. Фрактальные характеристики системы коррелируют с нелинейной кинетикой накопления дефектов в материале.
- Второй – это статистическое исследование поверхности разрушения образцов из полиметилметакрилата. Шероховатые поверхности представляют собой масштабно-инвариантные критические объекты, для которых локальная высота z (вертикальная координата профиля поверхности) зависит от горизонтального смещения r как $z \propto r^\zeta$, где $\zeta < 1$ - показатель Херста. Последний изменяется в интервале от 0.70 до 0.95 и зависит от скорости распространения трещины.
- Третий – моделирование поверхности разрушения с параметрами шероховатости, близкими к экспериментальным. Для “сконструированной” поверхности определяется показатель Херста в различных вертикальных сечениях, а так же фрактальная размерность в горизонтальном сечении, вычисление которой производится с использованием соотношения периметра и площади.

Работа выполнялась при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант 02-01-00736.

ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА ТВЕРДОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ БОРИДА

Попов П.В., Жога Л.В.

Волгоградская государственная архитектурно-строительная академия, Россия
postmaster@vgasa.ru

В работе представлены результаты исследования структурных характеристик прессовок из сплавов системы $(\text{Ti}, \text{Cr})\text{B}_2\text{-FeMn-FeV}$, полученных при одном режиме спекания (температура $T = 1300^\circ\text{C}$ в течение 1 часа). В таблице приведены параметры, характеризующие структуру образцов при различном соотношении твердых частиц в матрице и физико-механические свойства образцов.

Таблица

Структурные характеристики и физико-механические свойства образцов

| Содержание FeMn-FeV, % | Плотность, г/см ³ | Размер зерен твердых частиц, мкм | Доля соприкасающихся поверхностей зерен | Твердость, МПа |
|------------------------|------------------------------|----------------------------------|---|----------------|
| 70 | 4,12 | 45,24 | 0,29 | 820 |
| 60 | 4,01 | 45,98 | 0,37 | 760 |
| 50 | 3,98 | 34,95 | 0,41 | 700 |
| 40 | 3,89 | 35,85 | 0,68 | 620 |

Можно отметить, что увеличение доли матрицы в образце приводит к возрастанию плотности твердого сплава, но при этом возрастает размер твердых частиц.

Уменьшение доли соприкасающихся поверхностей зерен (твердых частиц), которая зависит от процентного содержания $(\text{Ti}, \text{Cr})\text{B}_2$, приводит к возрастанию твердости сплава. Причем при увеличении содержания в прессовке боридов $(\text{Ti}, \text{Cr})\text{B}_2$ до 95% измерить твердость не удалось, т.к. образцы разрушались при воздействии индентора. Вероятно, упруго-пластические свойства твердого сплава на основе борида определяются прочностными свойствами границ между зернами твердых частиц.

При сравнении долговечности образцов твердого сплава, содержащих 60% либо 50% матрицы FeMn-FeV обнаружено, что энергия активации разрушения (U_0) для 60% сплава меньше, чем для 50% в 1,4 раза, а эффективный активационный объем разрушения ($V_{\text{эф}}$) меньше в 1,13 раза. Следовательно, увеличение доли матрицы в образце приводит к снижению его долговечности, а при постоянной скорости нагружения – к снижению напряжения разрушения.

Итак, сложное влияние твердых частиц в матрице на механические свойства твердого сплава, есть результат формирующейся структуры при спекании образцов, когда при увеличении доли матрицы падает доля соприкасающихся поверхностей зерен, но размер зерен при этом возрастает.

ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОТРЕЩИНЫ В НИКЕЛЕ И АЛЮМИНИИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Дроздов А.Ю., Баранов М.А, Баянкин В.Я.

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

В последние годы значительное число исследований привлечено к проблеме ионной модификации поверхностных свойств конструкционных материалов. Интерес обусловлен тем, что метод ионной имплантации позволяет существенно повысить такие характеристики металлических материалов как прочность, износостойкость, коррозионная стойкость, микротвердость и др. Применение компьютерного эксперимента для определения механизмов развития трещины при внешних воздействиях (в том числе при ионной имплантации) может существенно улучшить понимание характера атомных перестроек непосредственно в вершине трещины.

В данной работе, методом молекулярной динамики проведено исследование поведения кристаллов с гранецентрированной кубической решеткой (никеле и алюминии) содержащих атомно-острую нанотрещину при одноосном растяжении. Целью работы являлось исследование динамики распространения трещины при растяжении до и после ионной имплантации ионов инертных газов и выяснение роли особенностей потенциалов межатомного взаимодействия.

Компьютерный эксперимент проводился с использованием программы, основанной на применении метода молекулярной динамики. Система многочастичных уравнений Ньютона решалась численными методами. Отвод энергии от системы осуществляется введением вязких сил. Для описания взаимодействия между атомами использовались потенциалы парного взаимодействия, рассчитанные на основе модельного псевдопотенциала Хейне - Абаренкова - Анималу с функцией экранировки Шоу. Начальная конфигурация атомов кристаллита представляла собой трехмерную пленку толщиной 20 атомных слоев. Выбор граничных условий и модель трещины подробно описаны в работе[1].

В области устья трещины моделировалось облучение ионами аргона с энергией 20 кэВ. За время $8000 \div 10000\tau$ термодинамические параметры системы – температура T и потенциальная энергия U стабилизировались около определенного фиксированного значения. После достижения кристаллитом стабильного на исследуемых временах состояния производилось одноосное растяжение вдоль направления $[100]$. Относительная деформация составляла $\varepsilon = 5\%, 10\% 15\%$ и 20% .

Проведено сравнение распространения трещины в металлах с различным типом решетки (ОЦК, ГЦК, ГПУ) при одноосном растяжении на атомном уровне. Выявлено влияние особенностей потенциалов межатомного взаимодействия и кристаллической структуры на эволюцию нанотрещины при одноосном растяжении.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 02-02-16670 и 03-02-06526).

1. М.А. Баранов, А.Ю. Дроздов, В.Г. Чудинов, В.Я. Баянкин. Атомные механизмы развития микротрещины в чистых ГЦК- и ОЦК-металлах и с примесью водорода // ЖТФ. 2000. Т.70, вып.4, с.46-51.

ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ ВБЛИЗИ ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР ПРЕВРАЩЕНИЯ

Вьюненко Ю.Н.¹⁾, Вьюненко Л.Ф.²⁾, Пяк Е.А.²⁾

¹⁾ Научно-техническая фирма «Вольта», Санкт-Петербург, Россия,
vyunenکو@dv10238.spb.edu

²⁾ Петербургский государственный университет путей сообщения, Россия

Согласно известным экспериментальным данным [1], величина «дефекта» модулей упругости материалов с ЭПФ во время фазового превращения зависит от состава материала, вида термомеханической обработки и других факторов.

Проведен численный эксперимент, в котором рассчитаны поля модуля Юнга E в протяженных образцах круглого сечения из модельного материала типа TiNi равноатомного состава. В основу эксперимента положена математическая модель механизма остаточных напряжений эффекта памяти формы [2]. С измеряемой в натуральных экспериментах величиной сопоставляли среднее по сечению образца значение модуля Юнга. Расчеты показали, что эта величина и характер ее зависимости от температуры поверхности образца сильно зависит от радиуса сечения (рис. 1). Заметное влияние на характер изменений упругой характеристики имеет и степень пластической деформации. Обнаружено, что определенные режимы пластического деформирования изгибом приводят к появлению на кривой $E(T)$ двух минимумов в интервале температур превращения.

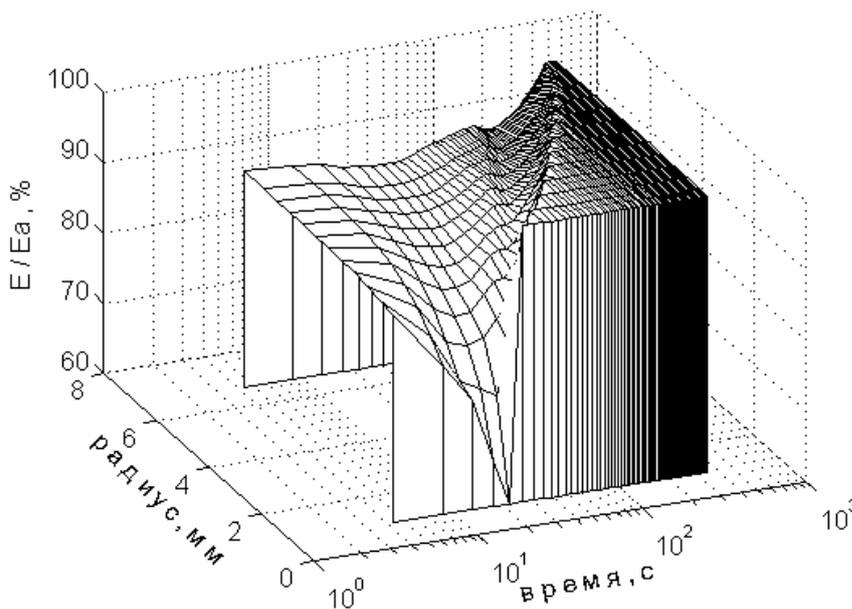


Рис. 1.

1. Материалы с эффектом памяти формы. Справ. Изд./ Под ред. Лихачева В.А.-Т.1.- СПб: Изд-во НИИХ СПбГУ. 1998. С. 24-181.
2. Вьюненко Ю.Н., Вьюненко Л.Ф., Пяк Е.А. Фазовые модули упругости и ЭПФ // Научные труды V Междунар. семинара “Современные проблемы прочности” им. В.А.Лихачева. В.Новгород. Ст.Руса. 2001. Т. 2. С. 89-91.

ИЗМЕНЕНИЕ ЗНАКА ФОТОАКУСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В ВЫСОКООМНЫХ КРИСТАЛЛАХ CdS ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Бушуева Г.В., Зиненкова Г.М., Тяпунина Н.А.

Московский государственный университет им М.В.Ломоносова, Россия

mol223@phys.msu.su

На высокоомных кристаллах CdS исследовался фотоакустический эффект – влияние света на неупругие свойства. Применялся метод двойного пьезоэлектрического осциллятора. Образец CdS являлся составной частью осциллятора, и электроды на его поверхности не наносились. Ультразвуковое воздействие осуществлялось на основной частоте ~ 90 кГц в широком интервале амплитуд относительной деформации от 10^{-5} до 10^{-3} при комнатной температуре на воздухе. При интерпретации полученных результатов следует учитывать, что использованный метод нельзя отнести к числу невозмущающих.

Испытания проводились в темноте, на свету и в режиме “свет-темнота”, когда при заданном входном напряжении включали (выключали) свет. На разных образцах наблюдался как положительный, так и отрицательный фотоакустический эффект. В случае положительного фотоакустического эффекта при освещении образцов их внутреннее трение уменьшалось, что связано с упрочнением образцов под действием света. Если внутреннее трение при освещении образцов увеличивалось, то есть имела место пластификация образцов под действием света, то эффект считали отрицательным. Диссипативные свойства при переходе от темноты к свету и обратно менялись скачком.

В наших экспериментах впервые наблюдалась инверсия знака фотоакустического эффекта на одном и том же образце. Знак эффекта существенно зависел от предыстории образцов и мог меняться в процессе испытаний. Так, изменение знака фотоакустического эффекта наблюдалось после отдыха образцов при комнатной температуре, в результате облучения образцов потоком электронов и при ультразвуковом воздействии. В последнем случае изменение знака фотоакустического эффекта имело место не только по мере повышения амплитуды относительной деформации, но и при выдержке во времени в темноте при постоянном значении напряжения, подаваемого на обкладки кварца.

Интерпретация экспериментальных данных дается с учетом того, что кристаллы CdS обладают полупроводниковыми, пьезоэлектрическими свойствами и фотоэффектом.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОПЕРЕЧНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИИ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ

Тяпунина Н.А., Силис М.И., Бушуева Г.В., Богуненко В.Ю.

Московский государственный университет им М.В.Ломоносова, Россия

mol223@phys.msu.su

Методом ЭВМ моделирования исследованы особенности движения винтовой дислокации в неоднородном по пространству поле напряжений, создаваемом одноименной с ней неподвижной дислокацией, при действии ультразвука.

Моделирование показало, что при знакопеременной нагрузке в неоднородном по пространству поле напряжений для реализации акта поперечного скольжения необходимо, чтобы дислокация попадала в определенную точку пространства в определенное время, то есть фактор времени приобретает особое значение.

Под действием ультразвука в неоднородном по пространству поле напряжений дислокация может испытывать как однократное, так и многократное поперечное скольжение.

В зависимости от амплитуды и кристаллографической ориентации образца могут существовать области пространства с различными законами движения дислокации. В одних областях движение дислокации можно представить как суперпозицию колебательного и поступательного движения, в других – колебательное движение отсутствует, в третьих – по одной плоскости движение поступательное, а по другой плоскости – движение дислокации можно представить суперпозицией колебательного и поступательного движений.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА, СВЕТА, ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО И МАГНИТНОГО ПОЛЕЙ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ НЕУПРУГОСТЬ КРИСТАЛЛОВ

Тяпунина Н.А.

Московский государственный университет им М.В.Ломоносова, Россия
mol223@phys.msu.su

Исследование влияния различных полей на пластические свойства кристаллов привели к открытию целого ряда эффектов, таких как фотопластический, акустопластический, электропластический и магнитопластический. В этих эффектах возбуждение электронной подсистемы кристаллов приводит к изменению решеточных свойств, и они относятся к числу неадиабатических процессов. Фотопластический эффект, открытый Осипьяном Ю.А., заключается в упрочнении кристаллов CdS при их освещении. В работах Ю.А.Осипьяна подчеркивается, что свет оказывает влияние на процесс деформирования только в пластической области.

В данном сообщении рассматривается влияние различных полей на неупругость кристаллов, когда пластическая деформация не имеет места (остаточная деформация не появляется), но процесс деформирования термодинамически необратим. Количественными характеристиками неупругости могут служить внутреннее трение и дефект упругих модулей, которые измеряются акустическими методами. Поэтому влияние полей на дислокационную неупругость можно назвать фотоакустическим, электроакустическим и магнитоакустическим эффектами.

Влияние различных полей на внутреннее трение и дефект упругих модулей исследовалось в килогерцовом диапазоне частот, где неупругость кристаллов контролируется дислокационными механизмами. Результаты этих экспериментов и их обсуждение и составляют содержание данного сообщения.

Поскольку акустические методы исследования неупругости кристаллов нельзя отнести к числу невозмущающих, описанию фотоакустического, электроакустического и магнитоакустического эффектов предпослан анализ влияния ультразвука на дислокационную структуру кристаллов.

ТРАЕКТОРИИ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В НЕОДНОРОДНОМ ПО ПРОСТРАНСТВУ ПОЛЕ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ С УЧЕТОМ ПОПЕРЕЧНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ

Богуненко В.Ю., Бушуева Г.В., Тяпунина Н.А.

Московский государственный университет им М.В.Ломоносова, Россия

mol223@phys.msu.su

Данные избирательного травления дают сведения только о начальном и конечном положении дислокаций, поэтому для определения траекторий движения дислокаций использовался метод математического моделирования.

На примере анализа движения винтовой дислокации в поле неподвижной дислокации того же вектора Бюргерса установлены закономерности движения дислокации под действием постоянной нагрузки в кристаллах NaCl с учетом возможности скольжения дислокации по различным плоскостям. Установлено, что тип траектории зависит от начального положения скользящей дислокации в поле задающей дислокации. Найдены траектории движения подвижной дислокации, условия, определяющие вид траектории дислокации, и результат взаимодействия неподвижной и скользящей дислокаций. Это - преодоление поля задающей дислокации с помощью поперечного скольжения по различным траекториям, а также “захват” скользящей дислокации полем неподвижной.

О КИНЕТИКЕ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТАХ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ

Ильинский А.И., Лябук С.И.

НТУ "ХПИ", Харьков, Украина

ilinsky@kpi.kharkov.ua

Растущий интерес вызывают нано- и субмикроструктурные материалы, к которым относятся, в частности, вакуумные конденсаты композитов.

Исследованы дисперсноупрочненные композиты на основе никеля (Ni-SiO, Ni-Al₂O₃, Ni-ZrO₂) в виде фольг толщиной 30±10 мкм, полученные электронно-лучевым испарением в вакууме. Данные материалы имеют субмикроструктурную структуру (зерна около 0,5 мкм), в которой равномерно распределены нанодисперсные частицы окислов (~10 нм). Подобная структура с высокой плотностью межзеренных и межфазных границ приводит к высокой прочности и, вместе с тем, к интенсивной релаксации механических напряжений. Влиянию структуры на эту малоизученную характеристику посвящена работа.

Механические и релаксационные характеристики измерялись на универсальной установке TIRA-test 2300 высокой жесткости (до 12·10⁷ Н/м) с автоматической регистрацией результатов измерений вычислительной машиной и последующей обработкой диаграмм. Активное растяжение со скоростью около 4·10⁻⁴ сек⁻¹ прерывалось при напряжениях, соответствующих пределу текучести $\sigma_{0,1}$, после чего в течение 15 мин. регистрировалась кривая релаксации.

Обработка кривых релаксации композитов в координатах $\ln(-\dot{\epsilon}) - \sigma$ (где $\dot{\epsilon}$ – скорость релаксации) показала справедливость логарифмического закона.

При изучении композитов обнаружено значительное упрочнение при релаксации, которое выражается в росте внутренних напряжений после релаксации. Упрочнение в композитах объясняется доминирующим влиянием дисперсного упрочнения, приводящего к закреплению движущихся дислокаций на частицах окислов и «исчерпанием» подвижных дислокаций.

Рассмотрено влияние содержания упрочняющей фазы f на релаксационную стойкость композитов, которая оценивалась по относительной глубине релаксации $\Delta\sigma/\sigma_0$ (где σ_0 – начальное напряжение). Чем меньше значение $\Delta\sigma/\sigma_0$, тем выше релаксационная стойкость. Увеличение f приводит к закономерному росту прочности и немонотонному изменению величины $\Delta\sigma/\sigma_0$ с максимумом при $f = 0,5-1$ об. %. Наблюдаемый на кривой перегиб рассматривается как результат конкурирующего влияния частиц в роли источников и стопоров дислокаций. Оценка соответствующего критического расстояния между частицами размером 10-15 нм дает значения 60-100 нм.

Полученные результаты могут быть использованы для выбора оптимального состава композитов, обеспечивающего сочетание высокой прочности и релаксационной стойкости.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ДВУСТОРОННЕЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ИНИЦИИРОВАННОЙ ВТОРИЧНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ

Вяххи И.Э., Чикиряка А.В., Huang W. *

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
Санкт-Петербург, Россия, vahhi@ftim.spbstu.ru
* Nanyang Technological University, Singapore*

Известно, что эффект двусторонней (обратимой) памяти формы, как правило, инициируется деформационным воздействием на металлы, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ). При термоциклировании без воздействия внешней силы такой материал при охлаждении накапливает деформацию и восстанавливает при нагревании [1].

В данной работе эффект двусторонней памяти формы инициируется методом вторичной термообработки. Данный метод заключается в последовательном задании сплаву с ЭПФ двух различных форм и дальнейшем термоциклировании.

Исследуются образцы проволоки NiTi сплава диаметром 0.5 и 0.75 мм.

Методика исследования заключается в следующем. Образцу сплава диаметром 0.5 мм задается первоначальная форма в виде спирали диаметром 90 мм путем отжига при температуре 600°C. После этого образец разрезается на куски меньшей длины. Часть разрезанных образцов последовательно закрепляются на цилиндрическом держателе с меньшим диаметром 15 мм, и дается временная выдержка 10, 30 и 60 минут при температуре закалки 450°C с последующим охлаждением в воде. Аналогичный эксперимент проводится на остальных разрезанных образцах, используя держатель диаметром 10 мм. В дальнейшем производится термоциклирование через интервалы прямого и обратного мартенситных переходов. Измерение деформации в мартенситной и аустенитной фазе производится после термообработки, а также после первого, 25-го, 50-го, 100-го циклов. Строятся зависимости обратимых деформаций при двусторонней памяти формы от числа циклов. Выбирается оптимальное время выдержки при вторичной

термообработке образца, при котором обратимая деформация максимальна. Для исследуемого образца обратимая деформация до 1.0%.

Аналогичные исследования проводились на вышеуказанных диаметрах сплава для различных диаметров первоначальной формы спирали и диаметров держателей при вторичной термообработке.

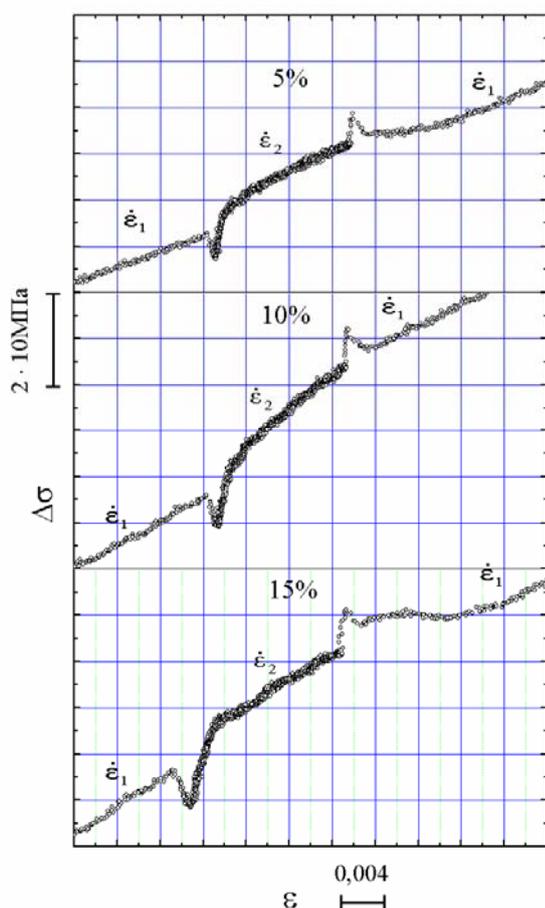
Исследована стабильность двусторонней памяти формы при длительном термоциклировании и построены диаграммы, в которых величина деформации зависит от двух факторов: температуры и времени выдержки вторичного нагрева.

1. Материалы с эффектом памяти формы: Справочное издание//Под ред. Лихачева В.А.–Т. 2.-СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ, 1998.

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L_{12} В ОПЫТАХ ПО ВАРИАЦИИ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ КУБИЧЕСКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ

Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А., Ковалевская Т.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,
dekan@oof.tisi.tomsk.su



Изучение деформационной скоростной чувствительности является одним из методов термоактивационного анализа металлов и сплавов. В случае сплавов со сверхструктурой L_{12} он может являться источником дополнительной информации о механизмах, которые определяют аномальную температурную зависимость предела текучести и напряжений течений. Испытаниям по вариации скорости деформации подвергались монокристаллические образцы Ni_3Ge с ориентацией оси деформации $[\bar{2} 3 4]$.

Рис. Диаграммы деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge с ориентацией оси сжатия $[\bar{2} 3 4]$, полученные при вариации скорости деформации от $\dot{\epsilon}_1 = 5.5\% \text{ мин}^{-1}$ до $\dot{\epsilon}_2 = 0.4\% \text{ мин}^{-1}$, при температуре 673 К.

Характерной особенностью температурной зависимости предела текучести рассматриваемой ориентации является наличие двух максимумов: один из которых наблюдается в низкотемпературной области (263 К), другой, более размытый – в высокотемпературной (≈ 700 К), соответствует одиночному кубическому скольжению. Температуры испытания были выбраны: 293 К, 373 К, 473 К, 573 К, 673 К, 773 К, 873 К. Опыты при всех температурах, за исключением комнатной, проводились в условиях одиночного кубического скольжения. Отношение скоростей деформации в момент скачка было выбрано $\dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2 = 13.7$. При этом минимальная скорость деформации образца была $\dot{\epsilon}_2 = 0.4\% \text{ мин}^{-1}$, а максимальная. $\dot{\epsilon}_1 = 5.5\% \text{ мин}^{-1}$. Форма скачка напряжений существенно зависит от температуры и степени деформации, и в большинстве случаев отличается от формы, характерной для неупорядоченных твердых растворов или чистых металлов (см. рис.). Впервые обнаружена аномальная скоростная зависимость механических свойств этого сплава в условиях кубического скольжения (с уменьшением скорости пластической деформации деформирующие напряжения увеличиваются, см. рис.). Предложена схема, объясняющая наблюдаемую форму скачка напряжений. С использованием предложенной схемы проведено разделение нормальной и аномальной составляющей скачка. Анализируются температурные зависимости скачка напряжений, нормальной и аномальной составляющей.

ВЛИЯНИЕ ДЕСТАБИЛИЗИРУЮЩИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Алдохин Д.В.¹⁾, Глезер А.М.²⁾, Зайченко С.Г.²⁾

¹⁾Донбасская Государственная Машиностроительная Академия, Краматорск, Украина

²⁾Центральный научно-исследовательский институт им. И.П. Бардина, Москва, Россия
glezer@imph.msk.ru

Представлены новые результаты исследования кинетики вязко-хрупкого перехода в аморфных металлических сплавах. Установлено изменение механических и ряда магнитных характеристик после завершения низкотемпературного термоциклирования аморфных сплавов, которое следует отнести к новому виду дестабилизирующих воздействий. Рассмотрены способы повышения температурно-временной стабильности аморфных сплавов, включающие нанесение тонких покрытий на поверхности лент и влияние больших степеней пластической деформации, зависящее от состава аморфных сплавов. Обсуждается влияние атомов-металлоидов на особенности вязко-хрупкого перехода в аморфных сплавах типа переходный металл-металлоид.

Установлено, что материал аморфной сердцевины сохраняет пластические свойства на ранних стадиях структурной релаксации, но обладает, согласно ДСК-экспериментам, уменьшенным по сравнению со свежезакаленным состоянием запасом пластичности за счет частичного исчезновения низкотемпературной части релаксационного спектра. Это объясняется частичным выходом в приповерхностные области атомов-металлоидов, коалесценцией свободного объема и их переходом в субмикромикropоры.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ, "IN SITU" С ПОМОЩЬЮ WEB-КАМЕРЫ

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

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина
Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Предлагается методика, позволяющая "in situ" при помощи web камеры, подключенной к компьютеру, наблюдать за структурными изменениями, сопровождающими пластическую деформацию поликристаллов. Для проведения экспериментальных исследований использовались двумерные поликристаллы алюминия – образцы, содержащие только сквозные границы зерен. Топографическая структура таких образцов значительно проще, чем реальных (трехмерных) поликристаллов, что позволяет использовать их как модельные объекты для изучения особенностей структурных изменений. Кроме того, двумерные поликристаллы (фольги) находят широкое применение в качестве конструкционного материала.

Размеры рабочей части образцов составляли 100×20×0,15 мм, средний размер зерна – 10 мкм. Образцы деформировались в условиях активного нагружения с постоянной скоростью деформации 10^{-4} с^{-1} при комнатной температуре. Для съемки использовалась цифровая камера PC CAM 300 с разрешающей способностью 640×480 точек на дюйм, позволяющая получать информацию о структуре поверхности образца с периодом 0,02 с. Съемки производились при помощи программы PC – CAM CENTER, а затем видеоизображение разбивалось по кадрам с использованием программы VirtualDub 1.5.0.

Предлагаемая методика исследования эволюции структуры поликристаллов в процессе пластической деформации позволила установить характер возникновения и развития полос переориентации (ПП) в двумерных поликристаллах алюминия. Экспериментально показано, что образование полосы переориентации начинается с возникновения нескольких макрозародышей в ограниченной области зерна. С увеличением степени деформации фронт зародышей смещается до полного их слияния и дальнейшего образования четкой границы раздела "ПП – тело зерна", после чего размеры и форма образовавшихся ПП остаются неизменными вплоть до разрушения образца.

Экспериментально изучен характер возникновения и развития трещин при пластической деформации двумерных поликристаллов алюминия. Оценена скорость распространения трещины в различных областях образца – по границе зерна, по телу зерна и через границы различного типа. Из всех исследованных границ наиболее "прочными" оказываются границы деформационного происхождения "ПП – тело зерна".

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗЛОМОВ СТАЛЕЙ 12ХНВА, 38ХНЗМФА, ХВГ

Степанов В.В., Андреева В.Д., Шахназаров Ю.В.

СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия

Количественных методов исследования излома практически нет. Применяются чаще качественные критерии оценки, т.е. визуально.

Целью работы является нахождение количественной взаимосвязи между шириной рентгеновской линии B , величиной микроискажений $\Delta a/a$, величиной блоков D , твёрдостью HRC и шириной боковых скосов ε в изломах ударных образцов. Параллельно изучены также торцы тех же образцов.

Исследовали стали 12ХНВА, 38ХНЗМФА и ХВГ после закалки от 950, 890, 840°C, соответственно, и отпуска при температурах $T_0 = 20, 200, 300, 400, 500, 600^\circ\text{C}$. Количественный анализ проводили на приборе типа ДРОН-3. По результатам исследования построены графики зависимости величин B , $\Delta a/a$ и D от HRC и T_0 .

Для стали 12ХНВА ход кривых $B - T_0$ для изломов и торцов различен. Наблюдается корреляция между кривыми $\varepsilon - T_0$ и $B - T_0$ для изломов с характерным минимумом при $T_0 = 300^\circ\text{C}$. Кривые $\Delta a/a - T_0$, $D - T_0$ для изломов и торцов существенно разнятся, что свидетельствует о влиянии деформации при разрушении.

Небольшой диапазон изменения твёрдости стали 12ХНВА обуславливает неизменность ε . Мощные эффекты на кривых $\Delta a/a - T_0$ и $D - T_0$ как в изломах, так и в торцах не коррелируют с изменением ε . Для стали 38ХНЗМФА отсутствует корреляция между изменением ε и рентгеновскими характеристиками при повышении T_0 . Уровень B в изломах выше, чем в торцах.

Зависимости $\Delta a/a - T_0$ в изломах и торцах совершенно различны. В изломах отчётливый максимум при $T_0 = 500^\circ\text{C}$ и монотонное снижение в торце при той же T_0 . На кривой $D - T_0$ виден отчётливый максимум при 300°C , а в торце – менее выраженный при 400°C . Рентгеновские характеристики изменяются весьма сложно. Спаду ε в изломе при 400°C соответствует рост D в торце. Отсутствует корреляция между B , $\Delta a/a$, D и ε . Росту твёрдости отвечает увеличение B как в изломах, так и в торце при резком снижении ε . При твёрдости ≈ 43 HRC заметные скачки B' как в изломе, так и в торце.

Из зависимости $B - T_0$ стали ХВГ видно, что ход кривых в изломе и торце схожий, т.е. деформация при разрушении не вносит качественного изменения в исследованные характеристики. Но уровень абсолютных значений для торца и излома разный, т.е. обусловлен вкладом деформации при разрушении. Обнаружена корреляция между ходом кривых $\varepsilon - T_0$ и $D - T_0$ как в изломе, так и в торце. Для $\Delta a/a$ такой корреляции нет. Уровень D в изломе существенно больше.

При HRC = 35–50 ход кривых $B - \text{HRC}$ одинаковый на торце и изломе, т.е. деформация не вносит вклада. При HRC = 50–65 картина на торце и изломе похожа, но уровень разный. При 50 HRC видно изменение хода кривых B и ε в изломе и $\Delta a/a$ – на торце. При 50 HRC виден резкий перегиб на кривых $\Delta a/a - \text{HRC}$ и $D - \text{HRC}$ в торцах, отсутствующий в изломах.

Проведённое исследование не позволяет дать общие рекомендации для количественной оценки излома сталей с разным уровнем вязкости (твёрдости).

ПОВЕРХНОСТНЫЕ СЕГРЕГАЦИИ И ОКИСЛЕНИЕ В СВАРНОМ ШВЕ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ НА ОСНОВЕ Fe-Cr-Ni

Гильмутдинов Ф.З., Паршуков Л.И., Смирнов В.Н.

Физико-технический институт УрО РАН, НИТИ «Прогресс», Ижевск, Россия

ftt@uni.udm.ru

Жаропрочные стали на основе Fe-Cr-Ni нашли широкое применение в конструкциях, предназначенных для эксплуатации в экстремальных условиях. В процессе их изготовления сплавы подвергают различным видам термической обработки, в том числе, закалке, старению, а одной из неизбежных технологических операций является сварка, выполняемая различными способами. Мощные локальные тепловые воздействия вызывают изменения состава, структуры, напряженно-деформированного состояния и, как следствие, прочности и пластичности материала в сварном шве и зоне термического влияния. Одним из проявлений изменений химического состояния материала являются процессы сегрегации и окисления в приповерхностных слоях и внутренних границах раздела. Исследование их закономерностей представляет важную задачу с целью прогнозирования физико-химических и механических свойств материалов. В [1] показано, что в стареющих сплавах температурная зависимость поверхностной сегрегации отражает процессы структурно-фазовой перестройки в объеме материала. В настоящей работе методами рентгеноэлектронной спектроскопии, вторично-ионной масс-спектрометрии, исследованиями микроструктуры, микротвердости изучены закономерности поверхностных сегрегаций и окисления в электронно-лучевых сварных швах жаропрочной стали на основе Fe-Cr-Ni, легированной титаном, алюминием и молибденом, в зависимости от исходного состояния материала, и их взаимосвязь со структурой и механическими свойствами. Исследования проведены на предварительно закаленных, а также предварительно закаленных и состаренных в штатном режиме образцах пластин стали. Электронно-лучевая сварка осуществлена в условиях высокого вакуума на установке ЭЛУРС-М. Установлено, что состав и микроструктура сварных швов и зоны термического влияния отличаются от состава и структуры исходного материала. Наиболее значительные изменения химического состояния характерны для приповерхностных слоев. Показано, что температурная зависимость поверхностных сегрегаций в исследуемом материале носит многостадийный характер и взаимосвязана с изменениями в объеме сплава. Отличающийся от исходного состояния химический состав и внутренние механические напряжения сварных швов определяют различия сегрегационных эффектов на свободной поверхности. Установлено, что при термообработке на воздухе процессы сегрегации на границах раздела и взаимодействия компонентов стали с окружающей средой (окисление) являются взаимодополняющими при формировании поверхностных слоев и могут быть прогнозированы на основе анализа диаграмм состояний двойных и многокомпонентных металлических систем и систем с участием кислорода. Изменение состава поверхностных слоев направлено в сторону достижения термодинамически наиболее выгодных стабильных фаз или состава с минимальной температурой плавления. Анализ поверхности горячих трещин, возникающих вследствие высоких внутренних механических напряжений в процессе сварки и последующего остывания шва, показал качественную корреляцию изменений состава свободной поверхности и границ зерен. Развитие зернограницных трещин идет по местам наибольшей сегрегации титана, а также неконтролируемых примесей, в том числе, кремния и серы.

1. Поверхностные сегрегации и структурно-фазовые превращения в мартенситно-стареющих сталях при термических воздействиях // *Материаловедение*. 2003, №11. С. 26-29.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ

Иванов А.М., Лукин Е.С.

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Россия

a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

Рассмотрена методика и исследованы особенности локализации пластической деформации в образцах с концентраторами напряжений из пластичных металлических материалов на различных стадиях деформирования.

Методика изучения локализации деформации основана на анализе эволюции температурного поля деформируемого элемента конструкции с концентратором напряжений. Исследование особенностей макролокализации деформации, обусловленной влиянием концентратора напряжений, проведено тепловизионным методом. Проведен анализ картин локализации по термограммам, изотермам и трехмерным графикам температурного поля деформируемого образца. Установлены основные закономерности развития картин локализации.

Ранее было показано соответствие между стадиями деформирования (площадка текучести, деформационное упрочнение и закритическая стадия) и изменения температуры [1]. Закономерности изменения теплового режима в плоских образцах из конструкционных сталей приведены в [2].

Анализ пространственного $T(x,y)$, пространственно-временного распределения температуры $T(x, t)$ и изотерм позволяет определить положение зон локализации пластической деформации и наблюдать за динамикой их эволюции. Изотермы позволяют установить форму зон пластичности. Эволюция теплового фронта показывает пространственно-временной характер неоднородного развития пластической зоны у концентратора напряжений в виде кругового отверстия. Ломаная конфигурация контура теплового фронта отражает пространственную неоднородность пластического течения. Конфигурацию зоны утяжки (утонение и образование лунки) материала вблизи отверстия также можно установить по контуру распространяющегося теплового фронта.

Таким образом, исследование локализации пластического течения по тепловому излучению позволяет установить пространственно-временную неоднородность процесса деформирования. Неравномерность распространения теплового фронта, т.е. контура зоны пластической деформации, определяется неоднородностью и локализованностью пластической деформации в элементе конструкции с концентратором напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №03-01-96065 p2003арктика_a).

1. Иванов А.М., Лукин Е.С., Ларионов В.П. К исследованию деформирования и разрушения твердых тел // ДАН. – 2002. - Т.384. - №4. – С. 469-472.
2. Лукин Е.С., Иванов А.М. Тепловое излучение при пластическом деформировании и разрушении конструкционных материалов и элементов конструкций // Научно-теоретический и практический журнал «Вестник Тамбовского университета» Серия: Естественные и технические науки. – 2003. - Том 8. - Вып. 4. - С. 674-676.

АНИЗОТРОПИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ ДВОЙНИКОВАНИЕМ

Башмаков В. И., Чикова Т. С. *

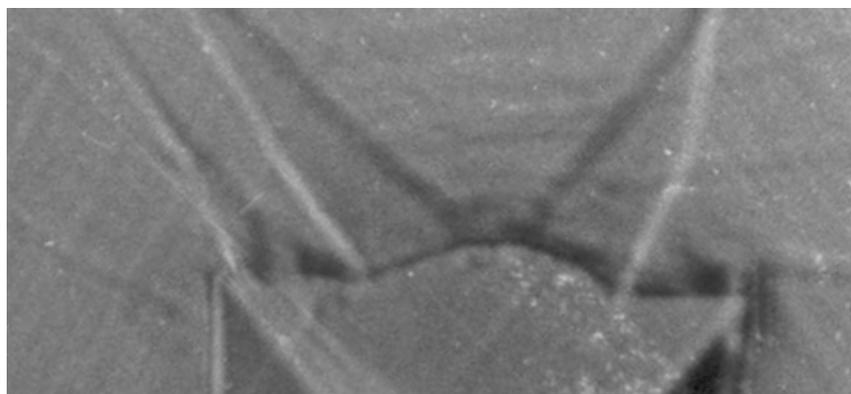
Мозырский государственный педагогический университет, Мозырь, Беларусь.

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

mozvuz@mail.gomel.by

Плоскость спайности монокристаллов висмута и цинка деформировалась алмазной пирамидкой Виккерса. В экспериментах варьировались величина нагрузки на индентор, взаимная ориентация пирамидки и кристалла, время выдержки на разных этапах ступенчатого нагружения, температура деформирования. За количественную меру анизотропии микротвердости принималось отклонение формы отпечатка индентора от геометрического сечения индентора, внедренного в кристалл.

При деформировании сосредоточенной нагрузкой исследуемые кристаллы деформируются скольжением и двойникованием. Обнаружено явление изменения формы отпечатка при индентировании плоскости спайности монокристаллов, связанное с зарождением и развитием групп клиновидных двойников у граней отпечатка. После снятия нагрузки наблюдается металлографически измеримое искривление граней отпечатка. Геометрия искривления границы отпечатка определяется ориентацией развивающихся двойников. При возникновении группы параллельных двойников грань отпечатка после снятия нагрузки оказывается вогнутой. Если же двойники зарождаются и развиваются в пересекающихся кристаллографических плоскостях, то грань отпечатка между двойниками становится выпуклой (рис).



Грань отпечатка микротвердости с клиновидными двойниками в висмуте

Показано, что прогиб (отклонение от прямолинейности) грани отпечатка пропорционален суммарному количеству двойникующих дислокаций, участвующих в формировании двойника.

При комнатной температуре анизотропия микротвердости в диапазоне нагрузок 0,1–1,0 Н слабо зависит от нагрузки.

При температуре жидкого азота анизотропия микротвердости ($K = 1,15$) несколько выше, чем при комнатной ($K = 1,05$).

Деформирование ступенчато-возрастающей нагрузкой с длительной выдержкой кристалла под индентором на каждом этапе нагружения заметно гасит анизотропию микротвердости.

О СТАДИЙНОСТИ РАЗВИТИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА

Чикова Т.С.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
mozvuz@mail.gomel.by

Для гомогенного зарождения механических двойников в бездефектном кристалле необходимы напряжения порядка прочности кристалла. Возникновение деформационных двойников облегчается, если в кристалле имеются дефекты структуры или деформирование осуществляется сосредоточенной нагрузкой, обеспечивающей концентрацию напряжений.

При индентировании кристалла двойниковая прослойка возникает в перенапряженной области образца (под нагрузкой) и распространяется в направлении двойникования. На начальной стадии развития двойник всегда имеет форму тонкого клина с углом раствора близким к нулю.

Исследования остаточных клиновидных двойников в висмуте, сурьме и цинке в широком диапазоне нагрузок при различных режимах деформирования свидетельствуют о том, что форма остаточного двойника зависит от ряда факторов, наиболее важными из которых являются: уровень напряжений, исходная степень дефектности кристаллической структуры, интенсивность предшествующего и сопутствующего скольжения, продолжительность действия нагрузки. В развитии остаточной двойниковой прослойки в металле можно выделить две стадии.

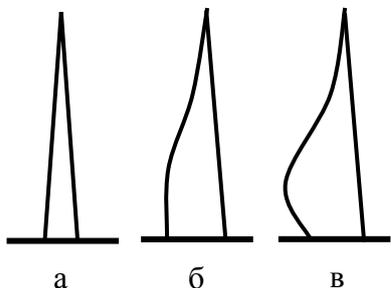


Рис. 1

I. При небольших напряжениях или импульсных нагрузках остаточный двойник имеет вид клина с двумя прямолинейными границами (рис. 1а).

II. В дальнейшем с ростом величины нагрузки или времени ее действия формирование границ раздела клиновидного двойника определяют вторичные пластические сдвиги, обусловленные наличием сопутствующего скольжения и структурными особенностями материала. Прослойка приобретает очертания с изогнутыми границами.

Изучение эволюции геометрии двойниковых границ под нагрузкой [1] позволяет по характеру изменения кривизны границы делать выводы о механизмах развития и последовательности протекания элементарных дислокационных процессов, ответственных за формирование прослойки. Криволинейная граница, изображенная на рис. 1б, возникает при гомогенном развитии двойника в результате генерирования двойникующих дислокаций в устье и их перемещения в плоскости двойникования. Выпуклая граница, подобная приведенной на рис. 1в, является следствием гетерогенного зарождения двойникующих дислокаций на границе путем последовательной двойниковой переориентации атомных слоев, примыкающих к границе раздела, что сопровождается локальным расширением двойника.

1. Башмаков В. И., Чикова Т. С. Эволюция геометрии двойниковых границ в висмуте при увеличении нагрузки // Кристаллография. – 2002. – Т. 47, № 3. – С. 537–542.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ИНФРАКРАСНОЙ ТЕРМОГРАФИИ

Плехов О.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б., Пален-Лук Т.*

Институт механики сплошных сред УрО РАН, 614013 Пермь, Россия

poa@icmm.ru

** ENSAM-Laboratoire Matériaux Endommagement Fiabilité et Ingénierie des Procédés (EA 2727), Esplanade des Arts et Métiers, F-33405 Talence Cedex, France.*

В результате интенсивных исследований усталостного деформирования металлов, проводившихся в течение всего прошлого столетия, было показано, что циклическое деформирование металлов сопровождается развитием большого числа дислокационных структур (veins-channels structures, устойчивых полос сдвига, лабиринтов, ячеистых структур и т.д.) Эволюция этих структур затрагивает несколько масштабных уровней материала и приводит к развитию гетерогенного поля температур на поверхности образца. Исследование кинетики поверхностного поля температур с помощью современных инфракрасных детекторов позволяет, с одной стороны, создавать новые эффективные методы контроля накопления микроповреждений в материале, а с другой стороны, отвечать на некоторые фундаментальные вопросы, связанные с процессами локализации деформации и разрушения.

В наших экспериментах гладкие металлические образцы испытывались в условиях симметричного четырёхточечного изгиба. В ходе экспериментов поле температуры на поверхности образца фиксировалось с помощью инфракрасной камеры Jade III CEDIP (термическое разрешение до 0.1 мКб, пространственное разрешение до 0,1 мм и максимальная скорость съёмки до 500Hz).

Для исследования связи особенностей эволюции температуры и структурных изменений в материале мы использовали несколько различных методик обработки данных и сопоставляли их результаты с микроструктурными измерениями. На текущем этапе исследования мы можем утверждать, что

- эволюция микроповреждений на завершающей стадии процесса (непосредственно перед образованием и на этапе развития усталостной трещины) сопровождается изменением временных и пространственных корреляционных свойств поля температуры;
- диссипация энергии, вызванная образованием дефектных структур, в сочетании с особенностями эксперимента приводит к появлению ангорманизма в эволюции температуры в соответствующих точках.

Проведённые исследования позволили предложить оригинальные методики контроля момента зарождения и скорости развития усталостных трещин, также ответить на ряд теоретических вопросов и сформулировать необходимые требования для построения термодинамического потенциала сплошной среды с дефектами, пригодного для описания данного круга задач.

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ КАК КОМПОЗИТЫ: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ И СИСТЕМАТИЗАЦИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А.

Московский инженерно-физический институт (Государственный университет)
Perl@phm.mephi.ru

Описание металлического поликристалла, как композиционного материала, основывается на зависимости деформационного поведения зерен и характера формирующейся в них субструктуры от их кристаллографической ориентации. Поэтому ориентация зерен оказывается наиболее эффективным критерием систематизации структурной неоднородности, развивающейся в металлических материалах одновременно с текстурой при любой технологической обработке.

Совокупное рентгеновское изучение текстуры и структурной неоднородности стало возможным на основе нового методического подхода, совмещающего в рамках единой измерительной процедуры текстурную съемку и регистрацию профиля рентгеновской линии, так что массив получаемых данных содержит теперь информацию о зернах всех ориентаций, присутствующих в текстуре образца. Использование автоматизированной многоступенчатой процедуры измерений и компьютерной обработки данных позволило резко расширить возможности рентгеновских методов исследования и перейти на уровень многомерного описания структуры металлических материалов. Измеренные дифракционные параметры и рассчитанные по ним параметры субструктуры материала, такие как межплоскостные расстояния, размер блоков когерентного рассеяния, величина микроискажений кристаллической решетки, плотность дислокаций и др., могут быть представлены в виде распределений в зависимости от ориентации зерен или так называемых обобщенных полюсных фигур, а также в виде корреляционных зависимостей, связывающих между собой разные параметры.

Анализ результатов, полученных для различных металлических материалов с развитой текстурой, позволил установить, что их структура включает предельно широкий спектр субструктурных состояний. Рассмотрение структуры материалов в ориентационном пространстве привело к выявлению ряда общих, ранее неизвестных закономерностей, которые контролируют субструктурную неоднородность и анизотропию этих материалов. Термообработка деформированного материала меняет характер его субструктурной неоднородности, но не устраняет ее полностью.

Субструктурное состояние зерен определяется их местом в текстуре материала. Зерна, соответствующие по ориентации центральным участкам текстурных максимумов, обладают наиболее совершенной кристаллической решеткой и самыми крупными блоками когерентного рассеяния, а по мере перехода к текстурным минимумам блоки измельчаются, и микроискажения решетки растут. Распределение упругой деформации зерен в прокатанных материалах также контролируется их ориентацией и на стереографической проекции отвечает чередованию квадрантов с преобладающим упругим растяжением и упругим сжатием, что обеспечивает равновесие остаточных микронапряжений относительно плоскостей симметрии деформационной схемы. Межплоскостные расстояния в кристаллической решетке материала описываются трехмерным распределением, ширина которого меняется с деформацией решетки, что позволяет констатировать различия в поведении материала при упругих сжатии и растяжении, а также оценить его анизотропию.

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ В ЦИРКОНИИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А., Грехов М.М.

Московский инженерно-физический институт (Государственный университет)
Perl@phm.mephi.ru

Использование современной рентгеновской дифрактометрии позволило получить ряд новых данных о структурных особенностях прутков, подвергнутых равноканальному угловому прессованию (РКУП), которое в последние годы рассматривается в качестве перспективного способа получения металлических полуфабрикатов с однородной мелкозернистой структурой и повышенными прочностными свойствами. На примере прутков из циркония проработан новый методический подход к изучению развития в них структуры и текстуры, основывающийся на представлениях теории текстуробразования. Поскольку каждой деформационной схеме отвечает своя конечная устойчивая текстура, закономерно формирующаяся благодаря действию определенных кристаллографически регламентированных механизмов, степень воспроизведения в прутке одной и той же текстуры при последовательных проходах РКУП, сопряженных с поворотами прутка, отражает происходящие в материале структурные изменения. Если вследствие измельчения зерен действие кристаллографических механизмов пластической деформации затрудняется, то в случае достаточно высокой температуры РКУП активизируется диффузионный некристаллографический механизм взаимного проскальзывания зерен по границам, вызывающий размытие сформировавшейся ранее текстуры.

Было проведено детальное рентгеновское изучение текстуры и структуры цилиндрических циркониевых прутков диаметром 10 мм, подвергнутых РКУП с числом проходов от 1 до 4 при температуре 350°C. Используемые методические новации включали вырезание образцов уменьшенного размера из различных участков поперечного сечения прутка, построение полных текстурных полюсных фигур, восстановление профиля рентгеновского отражения от базисной плоскости для всех ее ориентаций, построение распределения параметров этого профиля.

В результате РКУП исходная аксиальная текстура рекристаллизованного прутка принципиально изменяется, становясь резко асимметричной относительно его оси. При этом главные компоненты текстуры РКУП характеризуются компактным расположением базисных нормалей в пределах сдвоенного текстурного максимума на угловом расстоянии 60°-70° от оси прутка с внешней стороны L-образного канала, что обусловлено преимущественным направлением сжимающих и растягивающих усилий при деформации. Наблюдаемая в циркониевых прутках неоднородность не сказывается на общем характере текстуры, а касается лишь ее вторичных особенностей, в наибольшей мере проявляясь в прутке, претерпевшем 4 РКУП прохода с поворотами на 90°.

Исследованные прутки характеризуются малой угловой шириной рентгеновских линий, что свидетельствует об относительном совершенстве кристаллической решетки α -Zr, резко отличающем прутки, претерпевшие РКУП, от других деформированных изделий из циркониевых сплавов. Очевидно, в условиях РКУП в материале прутков интенсифицируются процессы возврата, приводящие к падению плотности дефектов и устраняющие искаженность кристаллической решетки. Вместе с тем, остаточная упругая микродеформация зерен α -Zr в прутках варьируется в широких пределах.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ И ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В ГЦК МЕТАЛЛАХ

Колупаева С.Н., Пуспешева С.И., Попов Л.Е.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
vir@mail.tomsknet.ru

Математическая модель пластической деформации скольжением, основу которой составляют уравнения баланса деформационных дефектов (сдвигообразующих дислокаций, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов, моно- и бивакансий), использована для анализа роли основных механизмов генерации и аннигиляции деформационных дефектов в деформационном упрочнении и эволюции дефектной подсистемы. Математические модели механизмов генерации и аннигиляции деформационных дефектов записаны на основе единых предположений на основе рассмотрения процесса формирования зон кристаллографического сдвига в г.ц.к. металлах, а также процессов взаимодействия дефектов в однородной деформационной дефектной среде, содержащей такое же количество дефектов каждого типа, что и все зоны сдвига, вместе взятые [1]. Учтена аннигиляция сдвигообразующих дислокаций в результате поперечного скольжения винтовых дислокаций и переползания невинтовых дислокаций при осаждении на их экстраплоскостях точечных дефектов, а также аннигиляция дислокационных диполей в результате осаждения на них точечных дефектов. Аннигиляция деформационных точечных дефектов происходит в результате их осаждения на дислокациях и при их взаимодействии с деформационными и термодинамически равновесными точечными дефектами.

Для выявления характера влияния различных механизмов и процессов деформации скольжения на пластическое поведение монокристаллов меди, деформируемых с постоянной скоростью деформации, проведены расчёты с учётом различных механизмов генерации и аннигиляции деформационных дефектов. Исследовано влияние изменения различных параметров модели, характеризующих деформируемый материал, его дефектность и условия деформирования, на закономерности деформации скольжения. Отметим, что все параметры модели имеют ясный физический смысл, который и определял интервалы их варьирования.

При низких температурах доминируют процессы генерации деформационных дефектов, роль аннигиляционных процессов и термодинамически равновесных точечных дефектов в этом случае незначительна, поскольку различие между кривыми несущественно. При высоких температурах деформационное упрочнение и эволюция дефектной структуры прежде всего определяются аннигиляционными процессами и термодинамически равновесными точечными дефектами. При средних температурах деформационное упрочнение определяется балансом процессов генерации и аннигиляции деформационных дефектов.

В зависимости от исходного состояния дефектной подсистемы кристалла, общий характер поведения деформационной дефектной подсистемы при разных температурах различен. При низких температурах сопротивление деформированию, плотность дислокаций и концентрация точечных дефектов растут с деформацией. С повышением температуры наблюдаются интервалы начальных плотностей дислокаций, при которых сопротивление деформированию, плотность дислокаций и концентрация точечных дефектов уменьшаются с увеличением степени деформации, приближаясь к стационарному значению, то есть наблюдается деформационное разупрочнение. Стационарные значения уменьшаются с повышением температуры.

1. Колупаева С.Н., Пуспешева С.И., Попов Л.Е. Математическое моделирование деформации скольжения // Известия РАН. Серия физическая. Т. 67, № 10, 2003. - С. 1380-1387.

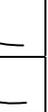
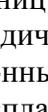
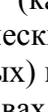
ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ ДАЛЬНЕГО АТОМНОГО ПОРЯДКА В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ СО СВЕРХСТРУКТУРАМИ L1₂ ИЛИ ДЛИННОПЕРИОДИЧЕСКИМИ НА ЕЁ ОСНОВЕ

Старенченко С.В., Старенченко В.А., Замятина И.П.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
svs@oof.tisi.tomsk.su

В основном, представления об упорядоченных состояниях и фазовых переходах связаны с температурным воздействием, однако, и другие факторы могут изменять состояния сплавов. Пластическая деформация приводит к нарушению порядка в материале. Целенаправленного экспериментального изучения фазового перехода порядок-беспорядок, вызванного пластической деформацией не проводилось. Хотя косвенные выводы о разрушении дальнего порядка в процессе деформации следовали при изучении механических и физических свойств деформированных сплавов. Имеются лишь отдельные структурные данные о деформационном разрушении ДП.

Исследование состояний, обусловленных несовершенствами кристаллической

| Сплав | Границы зёрен | ТАФГ | ПАФГ | $\eta_{\text{макс}}$ | $\eta_{=0}$ | W_0 | Вид $\eta(\varepsilon)$ |
|--------------------|---------------|------|------|----------------------|-------------|-------|---|
| Au ₃ Cu | + | + | - | + | + | - |  |
| Cu ₃ Pt | + | - | - | - | + | - |  |
| Ni ₃ Al | -+ | - | - | + | - | + |  |
| Ni ₃ Fe | - | + | - | + | + | - |  |
| Cu ₃ Pd | + | - | + | + | + | - |  |
| Au ₄ Zn | + | - | + | - | + | - |  |

(+) – присутствие фактора или его значительная величина, (-) – отсутствие фактора, (-+) – мало выраженный фактор, $\eta_{=0}$ – отсутствие дальнего порядка после деформации.

структуры, деформационной природы, важно для развития представлений о природе твердого тела. Прежде всего, это изучение влияния антифазных границ (как термических, периодических, так и деформационных) на фазовые переходы в сплавах, с разными сверхструктурами.

Деформация упорядоченных сплавов приводит к накоплению разного типа дефектов структуры, к нарушению дальнего атомного порядка. Это проявляется в измельчении кристаллитов, увеличении микроискажений, изменении состояния дальнего порядка за счёт появления разупорядочен-

ной фазы. Результаты исследования показывают, что в сплавах, подвергнутых деформации, упорядоченное состояние более устойчиво при высокой энергии упорядочения, а при малых деформациях в присутствии периодических АФГ и в монокристаллах. Исходная плотность АФГ не оказывает заметного влияния на интенсивность падения ПДП (Табл.). Деформационный переход порядок-беспорядок во всех исследованных сплавах носит гетерогенный характер и сопровождается увеличением плотности АФГ. Он является размытым, начиная с первых этапов деформирования. Предложена схема гетерогенного разрушения атомного ДП при пластической деформации, учитывающая локальный характер деформации.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАВОДОРОЖЕННЫХ СТАЛЕЙ

Бурнышев И.Н., Валиахметова О.М., Васильев Л.С., Лыс В.Ф.

Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск, Россия
ipm@ipm.uni.udm.ru

В работе приведены результаты исследований влияния водорода на прочностные характеристики (испытания на изгиб) малоуглеродистых сталей типа 20, 09Г2 и 17Г1С, на акустическую эмиссию при их замедленном разрушении и на акустическую добротность при возбуждении в сплавах ультразвуковых колебаний. Для выяснения роли структурного фактора образцы перед катодным наводороживанием подвергались закалке и отпуску при разных температурах. Показано, что после наводороживания предел прочности понижается независимо от структурного состояния материала. Поведение предела текучести неоднозначно и зависит от химического состава стали и от вида термообработки, в частности, на стали 17Г1С предел текучести после наводороживания понижался при любом структурном состоянии, а на стали 09Г2С отмечено его повышение. Полученные результаты объяснены с позиций дислокационной теории прочности.

Акустическая эмиссия, которая фиксировалась в процессе испытания на изгиб, после наводороживания во всех случаях уменьшалась. До наводороживания наибольшая интенсивность акустической эмиссии наблюдалась у образцов с закаленной структурой. Насыщение водородом привело к резкому снижению акустической эмиссии (АЭ): на образцах из стали 09Г2 суммарный счет импульсов N уменьшился в 16 раз, а на образцах стали 17Г1С – в 6 раз. В наводороженных сталях с исходной нормализованной структурой активность источников акустической эмиссии снизилась в 4-5 раз.

Одной из причин уменьшения АЭ может быть затухание ультразвуковых колебаний в сталях с повышенным содержанием водорода. Для проверки этой гипотезы были выполнены исследования демпфирующих свойств стали 20 в зависимости от времени катодного наводороживания. Установлено, что зависимость акустической добротности Q от времени наводороживания τ описывается следующим уравнением:

$$Q = A_1 - B_1[1 - \exp(-\tau/\tau_0)],$$

где A_1 , B_1 и τ_0 – константы, зависящие от структурного состояния материала. Максимальное снижение добротности характерно для закаленных и низкоотпущенных образцов. При наводороживании образцов с нормализованной структурой добротность практически не изменялась. При обезводороживании добротность стремится восстановиться до исходного значения. Наиболее интенсивное повышение добротности происходило в первые часы обезводороживания. Однако полного восстановления Q после 20-часовой выдержки на воздухе не наблюдалось. Предложена физическая модель затухания ультразвуковых колебаний в сплавах с повышенным содержанием водорода.

Исследовано влияние величины катодного тока на добротность и установлено, что изменение добротности $\Delta Q = Q_0 - Q_n$ (где Q_0 и Q_n – добротности соответственно ненаводороженного и наводороженного в течении 6 часов образцов) от плотности катодного тока j имеет максимум, соответствующий $j = 10-20 \text{ mA/cm}^2$, при большей плотности тока заметна тенденция к уменьшению ΔQ .

На основе изученных закономерностей изменения добротности сталей от времени наводороживания (обезводороживания) предложена методика определения коэффициента диффузии водорода в металлических материалах. Полученные значения совпадают с литературными данными.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-01-96436)

ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Какулия Ю.Б.

*Филиал московского государственного социального университета, г. Анапа, Россия,
kakuliyay@mail.ru*

Материалы со сложными функциональными свойствами, в том числе сплавы с мартенситными превращениями, постоянно находят новые области применения. Поэтому проблема моделирования напряженно-деформированных состояний (НДС) в элементах конструкций из таких материалов становится все более актуальной. В работе [1] изложены идеи расчета НДС в сплавах с памятью формы, основанного на использовании метода конечных элементов. При этом для описания спектра уникальных свойств, которые демонстрируют такие материалы при силовом, температурном и других воздействиях, используется структурно-аналитическая теория прочности [2], наиболее полно и точно объясняющая их поведение. Были представлены результаты численного решения некоторых задач, в которых имеет место плоское напряженное состояние. В частности, даны картины эволюции напряжений и деформаций в пластине и кольце, нагруженных в своей плоскости, на различных стадиях температурного и силового воздействий.

Одним из основных факторов, определяющих успех применения данного метода, является проблема сходимости итерационных процессов, лежащих в основе вычислений. В предлагаемой работе обсуждаются новые возможности, полученные в результате усовершенствования техники вычислительных итерационных процессов. Область применения метода существенно расширена за счет еще одного класса задач механики деформируемых тел - осесимметричных задач, решение которых имеет большое прикладное значение. В качестве примера представлены результаты расчета для толстостенной трубы из материала с памятью формы, находящейся под воздействием наружного и/или внутреннего давлений и при изменении температуры в интервалах мартенситных превращений. Дано сравнение компонент НДС в плоскости поперечного сечения трубы с соответствующими компонентами, полученными в [1] для кольца при плоском напряженном состоянии.

1. Какулия Ю. Б., Шарыгин А. М. Численное решение краевой задачи механики деформируемых тел для материалов с памятью формы // Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы: Материалы XXXVIII международного семинара «Актуальные проблемы прочности». Ч. 2. СПб., 2001. С. 559-565.
2. Лихачев В. А., Малинин В. Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб.: Наука, 1993. 471с.

АБСОЛЮТНЫЙ МАКСИМУМ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ ОТПУЩЕННОГО МАРТЕНСИТА КАК СЛЕДСТВИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ $635 \pm 35^\circ\text{C}$

Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю.

“Трэк – Авто”, г. Санкт-Петербург, Россия

Smartem@ghe.spb.ru

“Безопасными” для вязкости и пластичности являются температуры отпуска (t_0) $\sim 225^\circ$, 425° , 650° . Все виды хрупкости – необратимую, обратимую и субкритическую ($t_0 \sim 650^\circ - A_1$) – связывают с повреждением границ зерен.

Вряд ли возможно избирательное отсутствие повреждения границ при “безопасных” t_0 . Вероятность фазового превращения в железе при 225° и 450° обсуждалась неоднократно. Поскольку признаком фазового превращения, согласно Тамманну и Гудремону, являются скачки свойств и перегибы кривых, перечислим некоторые эффекты (аномалии) для железа и стали при $635 \pm 35^\circ$.

На температурных зависимостях свойств железа наблюдаются: 1. Четкий излом дилатограммы на ветви охлаждения. 2. По данным разных авторов, ускоренный рост, глубокий минимум, либо излом λ -образной кривой теплоемкости. 3. Пересечение кривых параметра решетки, как и при A_2 . 4. Скачкообразный рост максимальной магнитной проницаемости, бывшей неизменной при $450 - 650^\circ$. 5. Аномалия растворимости цементита. 6. Небольшая площадка на кривой теплосодержания. 7. Кроме нижней (720°) и верхней (782°) точек Кюри, Шульце выделяет температуру 670° начала ускоренного роста термического коэффициента электросопротивления. 8. Максимум σ_T чистейшего монокристалла, как и у армко-Fe. 9. Максимум ударной вязкости, как и у сталей, независимо от содержания углерода. 10. Провал пластичности, сравниваемый с красноломом, который привязывается к полиморфизму, а не к сере. 11. Максимум внутреннего трения отожженных сталей. 12. Максимумы числа Лоренца и коэффициента линейного расширения. 13. Максимальное поглощение углерода азотистым железом.

После отпуска сталей при $\sim 650^\circ$ наблюдаются: 1. Максимальная вязкость, рельефно выявляемая при полухрупком разрушении на образцах с трещиной. 2. Одинаковая пластичность образцов с закалочными трещинами и без них. 3. Максимум на кривых σ_B -, σ_S -, $\psi - t_0$, если эксперимент вести через 15° . 4. Практически отсутствует превращение остаточного аустенита, как и при $\sim 400^\circ$. 5. Нагрев чуть выше A_{C3} , а не до точки “в” Чернова, измельчает зерно перегретой стали. 6. Равная степень охрупчивания достигается за время отпуска в десятки раз большее, чем при более низкой или высокой t_0 . 7. Минимальная доля карбидов при непрерывном изменении содержания Cr и Fe в них. 8. Перегибы на кривых коэрцитивной силы и потерь на гистерезис наклепанной стали. 9. Дробление блоков. 10. Одной минуты при $t_0 \sim 650^\circ$ достаточно, чтобы устранить обратимую хрупкость, что требует аномальной диффузионной десегрегации. 11. Максимально контрастное влияние двух антиподов – Cr и Ni – на отпускостойчивость.

Пластичность максимальна, если превращение аустенита при охлаждении прошло при $620 - 660^\circ$, как и при 400° .

О ПРИПИСЫВАЕМЫХ ОТПУСКАЕМОМУ МАРТЕНСИТУ ИЗМЕНЕНИЯХ СВОЙСТВ ПРИ ПЕРВОМ, БЕЗЫМЯННОМ ВТОРОМ И ТРЕТЬЕМ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю.

“Трэк – Авто”, г. Санкт-Петербург, Россия

Smartem@ghe.spb.ru

Во время отпуска при 1-м, 2-м и 3-м превращениях происходит сжатие, расширение и снова сжатие, соответственно. В безымянном интервале ($\sim 170\text{--}230^\circ\text{C}$) просходит просто термическое расширение (Блантер).

Покажем, что изменения свойств при нагреве (отпуске) закаленной стали имеют не специфически “мартенситную” природу.

1. Сжатие характерно и для отожженных сплавов Fe–C, особенно высокоуглеродистых: средний коэффициент удлинения ($\alpha_{\text{ср}}$) при $20\text{--}200^\circ\text{C}$ может быть меньше, чем в любом другом интервале (Дризен, 1913 г.), а зависимость $\alpha_{\text{ср}} - t$ качественно напоминает дилатограмму отпуска.

2. Кроме сжатия, при 1-м превращении происходит резкое снижение намагниченности (ΔI) мартенсита, которое Садовский называет “некоторым”, хотя оно составляет почти треть изменения I на графике. Курдюмов, Утевский и Энтин в обобщающей работе игнорируют ΔI . Белоус и другие связывают его с выделением неизвестной малоили немагнитной фазы. Между тем, качественно такое же изменение I наблюдается для перлита (наклепанного и ненаклепанного) и сорбита, а Смит (1912 г.) установил при $\sim 180^\circ\text{C}$ полное саморазмагничивание перлита, которое Бозорт назвал “неожиданным”. В точке Кюри цементита остаточная индукция изменяет направление, что, вероятно, связано с превращением в железе.

3. В безымянном интервале ($170\text{--}230^\circ$) у продукта отпуска при $\sim 325\text{--}375^\circ$ два излома I при ~ 170 и 220° (Богачев, Пермяков). Такие же два излома на температурной зависимости теплоемкости эвтектоида (Умино, 1927 г.), что привело к предположению о раздвоении точки Кюри цементита (Обергоффер), хотя у изолированного цементита одна точка Кюри. Тепловые эффекты при $\sim 170^\circ$ и 220° могут скрывать иные процессы.

4. При 2-м превращении “магнитные эффекты не могут быть объяснены только распадом остаточного аустенита” (Белоус и др.), хотя бы, поскольку не объяснено предшествующее падение I , вряд ли связанное с точкой Кюри цементита (в изолированном виде его I растет до $\sim 200^\circ$).

Отметим еще одну аномалию: I мартенсита при $\sim 260^\circ$ выше чем при 20° после охлаждения от 550° . Этого у ферромагнетиков “не должно” (Гудремон) быть, что ставит под сомнение связь увеличения намагниченности только с распадом остаточного аустенита.

5. Указанные эффекты сопоставим с немонотонными изменениями I электролитического железа: после отжига – при 250° , а после закалки – при 225° , отметив, что мартенсит и перлит являются производными от железа по оцк конфигурации атомов.

6. Ускоренный рост $\alpha_{\text{ср}}$ выше 200° характерен и для перлита.

7. В интервале 3-го превращения происходит изменения I закаленных сталей при 330° , а у закаленного железа при 345° (Деарден и Бенедикс, 1923 г.), что может иметь единую “железную” природу.

ВЛИЯНИЕ ХИМСОСТАВА МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ НА ИЗМЕНЕНИЕ ИХ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Вьюненко Л.Ф., Шеловских Е.Е.

Петербургский государственный университет путей сообщения, Россия
vyunenko@dv10238.spb.edu

Характеристические температуры сплавов, обладающих ЭПФ, в частности, границы интервала $[A_S, A_F]$, существенно зависят от их химического состава [1]. В то же время технология изготовления таких сплавов не может, как правило, гарантировать строго определенный химический состав по всему объему материала.

Выполнен расчет температурной зависимости модуля Юнга вблизи температур превращения для образцов из никелида титана примерно равноатомного состава при равномерном нагреве с поверхности. Для расчета использована полувероятностная математическая модель [2]. Ее детерминистическая часть построена в соответствии с развиваемым в [3] подходом к описанию деформационных процессов ЭПФ и имеет следующую структуру:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{c\rho} \operatorname{div}(\lambda(x, y, z, t) \operatorname{grad} T),$$
$$c = c(T, A_S, A_F),$$
$$E = E(T(x, y, z, t)),$$
$$A_S = A_S(\varepsilon_p), \quad A_F = A_F(\varepsilon_p),$$

где $T = T(x, y, z, t)$ – значение температуры в точке с декартовыми координатами (x, y, z) в момент времени t , λ – коэффициент теплопроводности материала, ρ – плотность, c – коэффициент удельной теплоемкости, E – модуль упругости материала, ε_p – степень пластической деформации.

В вероятностной части математической модели использован закон распределения процентного содержания Ni в материале образца. В вычислительном эксперименте моделировалось содержание Ni в сплаве TiNi 50 ± 0.05 ат.% (равномерно в промежутке $[49.95, 50.05]$) и 50 ± 0.1 ат.% (равномерно в промежутке $[49.9, 50.1]$). Зависимость границ интервала температур прямого превращения A_S и A_F от химического состава сплава получена сплайн-интерполяцией экспериментальных данных.

Результаты численных экспериментов на основе полувероятностной модели значительно отличаются от результатов соответствующих детерминированных расчетов, что указывает на необходимость учета влияния на развитие деформационного процесса в сплаве TiNi даже незначительных вариаций химического состава по объему материала.

Обсуждаются модели, позволяющие учесть зависимость ЭПФ от других факторов стохастической природы.

1. Материалы с эффектом памяти формы. Справ. Изд./ Под ред. Лихачева В.А. – Т.1. – СПб: Изд-во НИИХ СПбГУ. 1998. С. 24-181.
2. Использование полувероятностной модели для изучения влияния химического состава ЭПФ-сплавов на деформационные процессы // Труды VI Междунар. семинара “Современные проблемы прочности”. Ст. Русса. 2003. Т.2. С. 27-31.
3. Vyunenکو Yu.N., Vyunenکو L.F. Residual stresses mechanism of SME: Theory and simulation // J. Phys. IV. V.112 (2003). Part 1. P.235-238.

ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ СОСТОЯНИЯ ХРУПКОСТИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ ЭВТЕКТИК

Муктепавела Ф.О., Маникс Я.

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

Локализация пластической деформации в микрообъемах материала может приводить к различным структурно-фазовым превращениям [1]. Особенно ярко это проявляется в условиях развития зернограничного или межфазового скольжения, когда области границ зерен или межфазных границ преобразуются под влиянием больших деформаций, по сути, в новый материал или новую фазу со своими свойствами. Неизбежное появление микротрещин или микропор на границах в условиях зернограничного скольжения составляет главную проблему прочности всего материала. В данной работе для исследования механоактивированного состояния границ, а также процессов возникновения и залечивания зернограничных трещин привлечены методы получения атомарно-чистых поверхностей, основанные на явлении замкнутого внутреннего разрыва [2]. В этом случае свободные атомарно-чистые поверхности служили макроскопической моделью замкнутой трещины, в свою очередь, биметаллические соединения чистых поверхностей использовались как макромоделли межфазных границ.

В работе экспериментально исследованы прочностные характеристики межфазных границ мелкодисперсных ($d \approx 0.3-5\text{мкм}$) бинарных эвтектических сплавов на основе олова (Sn-Al, Sn-Cd, Sn-Zn, Sn-Pb). С использованием прецизионного микротвердомера произведена оценка микротвердости как в объеме фаз, так и в приграничных областях. Методы структурного и химического анализа использовались для выявления роли процессов массопереноса и основных механизмов деформационно-индуцированных явлений на межфазных границах.

Результаты показали, что после значительной пластической деформации фазы в эвтектиках упрочнены и релаксационные процессы протекают только на межфазных границах. При этом термодинамические свойства межфазных границ определяют механизм пластического течения и развитие диффузионных процессов аккомодации. Так в бинарных эвтектиках с высокой межфазной энергией (Sn-Al, Sn-Zn) зернограничное скольжение имеет дислокационную природу, сопровождается упрочнением границ и образованием стабильных микротрещин, что обуславливает низкотемпературную зернограничную хрупкость этих сплавов. Имеющая место поверхностная диффузия направлена лишь на сглаживание рельефа свободных поверхностей, но не участвует в залечивании микротрещин. В случае низких значений межфазных энергий (Sn-Pb, Sn-Cd) зернограничное скольжение сопровождается быстро идущими процессами диффузионного массопереноса вдоль границ, что обуславливает размягчение границ и сверхпластичное вязкое течение по ним. На примере Sn-Pb сплава экспериментально показано, что диффузионные процессы направлены на восстановление контакта под действием капиллярных сил.

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

ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ УДАРНЫХ НАГРУЗКАХ

Жулейкин С.Г., Коваленко В.В., Попова Н.А.*, Козлов Э.В.*, Громов В.Е.

*ГОУВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru*

**ГОУВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,
Томск, Россия*

Представлены результаты исследования структуры стали 9Х2ФМ, обработанной на феррито-перлитную структуру, при ударном нагружении. Из этой стали были выполнены бойки (ударники) для штампового оборудования, испытывающие при работе наибольшую деформацию. Боек в процессе работы испытывает максимальную деформацию на одном конце и минимальную на противоположном. За исходное состояние материала взята обратная сторона ударника, и поэтому все сравнения будут проводиться именно со структурой обратной стороны образца. В исследуемой стали 98% материала составляют зерна перлита и лишь 2% - зерна феррита.

Было установлено, что в исходном состоянии материала присутствуют два типа перлитных колоний: 1) совершенные перлитные колонии и 2) перлитные колонии с дефектными, в том числе и с разрушенными, пластинами цементита. Ферритные зерна в основном располагаются по границам и в стыках перлитных колоний и имеют анизотропную форму. Скалярная плотность дислокаций оказалась самая высокая в дефектных перлитных колониях, в совершенных колониях она в 2 раза меньше, и самая низкая - в ферритных зернах. Для структуры характерны дальнедействующие поля напряжений, источниками которых являются стыки и границы перлитных колоний и зерен и межфазные границы перлит/феррит.

По мере приближения к поверхности нагружения (поверхности образца), т.е. по мере увеличения степени пластической деформации, перлитная структура изменяется: остается все меньше колоний совершенного перлита, а доля колоний, имеющих дефекты, особенно колоний с разрушенными пластинами цементита, возрастает. В ходе испытания средний размер перлитных колоний, оставшихся не разрушенными, убывает, а разрушенных колоний возрастает. Это свидетельствует о том, что начинают разрушаться сначала самые крупные колонии. Известно, что в крупных колониях больше расстояние между пластинами цементита и больше их ширина. Ширина цементитных пластин и межпластинчатое расстояние (ширина ферритных пластин) в колониях совершенного перлита по мере приближения к поверхности образца убывают.

Вторично фрагментированный перлит обнаруживается в центре образца, и доля его возрастает к поверхности с одновременным уменьшением размера фрагментов. Размеры областей чистого феррита не меняются с деформацией, однако вблизи поверхности они достаточно фрагментированы. Надо отметить, что размер фрагментов в феррите составляет величину не более ~ 100 нм. Во всех структурных составляющих перлита вдали от места нагружения величина скалярной плотности дислокаций в совершенном перлите существенно ниже, чем в дефектном. По мере приближения к поверхности образца скалярная плотность дислокаций возрастает. Однако необходимо отметить, что если в совершенном перлите она возрастает довольно интенсивно, то в дефектном перлите изменяется слабо и на поверхности образца ее значение оказывается даже несколько ниже, чем в совершенном перлите. Образующийся вторично фрагментированный перлит имеет самую высокую плотность дислокаций. Однако ее величина практически остается неизменной и на поверхности образца она оказывается такой же, что и в дефектном перлите.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Юсупов Д.Е., Бутенко П.Н., Амосова О.В.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

В работе использовались аморфные сплавы $\text{Co}_{59}\text{Fe}_5\text{Si}_{11}\text{Ni}_{10}\text{B}_{15}$, $\text{Fe}_{61}\text{Co}_{20}\text{Si}_5\text{B}_{14}$, $\text{Fe}_{77}\text{Ni}_1\text{Si}_9\text{B}_{13}$, полученные методом сверхбыстрой закалки из расплава в виде лент толщиной 20-30 мкм и шириной 20 мм.

В качестве внешних воздействий использовалось высокое гидростатическое давление до 1 ГПа; отжиг при различных температурах и разной продолжительности; отжиг под растягивающей нагрузкой, близкой к разрывной; прокатка. Для структурных исследований использовались следующие методы. Методом малоуглового рентгеновского рассеяния оценивались характеристики избыточного свободного объема (микропор). Методом сканирующей туннельной микроскопии изучалось влияние внешних воздействий на топографию поверхности аморфного сплава. С помощью просвечивающей электронной микроскопии наблюдалась ранняя стадия кристаллизации аморфных сплавов. Для оценки механических свойств определяли микротвердость и разрывную прочность, которая измерялась в условиях одноосного растяжения с постоянной скоростью нагружения; с помощью резонансного электростатического метода измерялся также модуль Юнга.

В результате проведенного исследования был выявлен оптимальный режим термомеханической обработки, ведущей к существенному повышению разрывной прочности и микротвердости. Установлено, что наблюдаемое упрочнение в основном связано с частичным залечиванием микропористости.

Показано, что в сплавах наблюдаются, в основном, две фракции эллипсоидальных микропор со средними размерами ≈ 20 и ≈ 100 нм. При этом «мелкая» фракция микропор распределена по толщине аморфных лент относительно равномерно и вносит основной вклад в разуплотнение. «Крупная» фракция микропор локализуется в тонком ($\approx 2 - 3$ мк) поверхностном слое аморфных лент.

Идентифицированы особенности механизма залечивания микропор при воздействии отжига и гидростатического давления. Эти особенности позволили объяснить специфику влияния указанных воздействий на модуль Юнга и разрывную прочность аморфных сплавов.

ДИСПЕРСИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СВОЙСТВА СПЛАВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Бетехтин К.В., Кузьмин С.Л.*, Пульнев С.А., Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

** НИИ математики и механики СПбГУ*

Дисперсно-упрочненные композиты, содержащие сравнительно невысокую концентрацию наноразмерных частиц упрочняющей фазы, характеризуются повышенным уровнем механических свойств и более высокой термостабильностью. Это обстоятель-

ство ставит вопрос о перспективности использования дисперсного упрочнения и в сплавах с эффектом памяти формы (ЭПФ). В данной работе подобное исследование проводилось на монокристаллах Cu – Al – Mn – Hf и, для сравнения, на таком же сплаве с эффектом памяти формы без гафния. Дисперсное упрочнение достигалось за счет внутреннего окисления и образования в сплаве наноразмерных частиц окиси гафния (HfO₂).

Выбор в качестве дисперсных частиц гафния HfO₂ обусловлен следующим. В работе [1] ранее было показано, что введение в чистую медь (основу нашего сплава) 0,8% Hf с последующим образованием за счет внутреннего окисления частиц HfO₂ существенно повышает твердость и термическую стабильность.

Рассмотрим данные, полученные при исследовании дисперсно-упрочненного сплава системы Cu – Al – Mn с эффектом памяти формы. Прежде всего, отметим, что исследование этого сплава методом малоуглового рентгеновского рассеяния показало, что размеры частиц HfO₂ ~ 100 нм. Достоверность такой оценки подтверждается результатами измерения этим же рентгеновским методом размера частиц HfO₂ в системе Cu – HfO₂. Эти измерения дали значение ~ 20 нм, что хорошо согласуется результатами электронномикроскопических исследований [1].

Сопоставим теперь функционально-механические свойства сплавов меди с дисперсным упрочнением и без него. Установлено, что формовосстановление закаленной, а затем изогнутой пластины сплава Cu – Al – Mn никогда не приводит к её полному восстановлению; напротив, у дисперсноупрочненной композиции полностью обратимая деформация может достигать 6 – 8 %. Кроме того, после специальных режимов внутреннего окисления закаленного сплава температура завершения обратного мартенситного превращения заметно повышается. Введение частиц HfO₂ приводит также к увеличению предела текучести, что улучшает свойства обратимости макродеформации и может обеспечить более высокий уровень реактивного напряжения.

Полученные в работе данные могут быть использованы для повышения предела текучести и характеристических температур превращений в композициях на медной основе.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 03-03-32606)

1. С.А.Пульнев, К.В.Бетехтин, А.Г.Кадомцев, В.И.Бетехтин «Получение и исследование дисперсноупрочненных монокристаллических сплавов на основе меди» Вестник Тамбовского Гос. Университета (2003)

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ Cu – Ta

Терлецкий А.С., Ящерицын Е.В.

*НТУ "ХПИ", г. Харьков, Украина,
terletsk@kpi.kharkov.ua*

Исследованию структуры и свойств многослойных композитов (МСК) посвящено не одно десятилетие. Как известно, в случае хрупких упрочняющих слоев зависимость прочности МСК от их содержания характеризуется V-образной линейного типа зависимостью. Для пластичного упрочнителя зависимость не имеет минимума, подчиняясь

во всем концентрационном интервале линейному правилу смеси. Большинство таких систем получают технологическими методами, связанными с расплавлением пластичной матрицы. С целью минимизации рабочих температур производства, обеспечения высокой прочности и пластичности МСК методом диффузионной сварки была получена и исследована система Cu – Ta. В качестве промежуточного диффузионного слоя использовали фольги Ni толщиной 10 мкм, которые после отжига под механическим давлением набранного пакета в вакуумной печи при 1000°С обеспечивали связь упрочняющих фольг Ta толщиной 30 мкм и фольг Cu. Варьируя количество последних (толщ. 50 мкм) в матричных слоях, значения объемной доли Ta изменяли от 0 до 25%.

Качественно концентрационные зависимости характеристик прочности при растяжении композитов Cu – Ta соответствуют модели «пластичная матрица – менее пластичный упрочнитель». Однако темпы их повышения в различных концентрационных интервалах существенно отличаются. До 3% и свыше 7% содержания Ta скорость роста пределов упругости и текучести МСК в целом на порядок меньше по сравнению с промежуточным интервалом. В меньшей степени это же характерно и для предела прочности. Известные из литературы аномалии концентрационной зависимости прочностных свойств МСК при небольших содержаниях таких упрочняющих слоев (волокон), как W, Ta, Mo имеют обратные эффекты с повышением их содержания. Эти эффекты обычно объясняют блокированием локализации деформации, плоской схемой напряженного состояния связанных слоев и др. В исследуемых МСК смену темпов роста прочности можно объяснить переходом структуры медных матричных слоев от объемной поликристаллической к структуре сотового типа. Так, именно в интервале повышенных темпов роста прочности МСК (3 – 7% об. Ta) происходит переход от 2 - 3 зерен меди к одному зерну по толщине прослоек меди. В этом случае сказывается более сильный барьерный эффект межфазных границ по сравнению с межзеренными при передаче скольжения в меди от зерна к зерну. Как следствие, пластическая деформация инициируется по плоскостям скольжения, которые менее благоприятно ориентированы по отношению к оси растяжения, что приводит к дополнительному упрочнению.

К концу этого же концентрационного интервала завершается и переход от множественных поперечных трещин вдоль прослоек Ta к одной, которая и определяет место вязкого разрушения МСК вследствие понижения несущей способности медной составляющей. Однако расчетные значения этого перехода составляют всего 1,7% об. В пользу роста переходной концентрации свидетельствуют и данные по относительному удлинению МСК. До 7 % об. пластичность интенсивно, а затем слабо снижается с повышением его концентрации, приближаясь к значениям для свободного Ta (до 1%). При этом относительное сужение прослоек меди остается практически постоянным на уровне 36 - 40%. Таким образом, переход к сотовой структуре медных прослоек не только дополнительно упрочняет, но и расширяет концентрационный интервал значений пластичности, которые необходимы для высокой конструкционной прочности МСК Cu-Ta.

СОСТАВ И СТРУКТУРА ЦИРКОНИЯ ПРИ ТЕПЛОВОМ ПЛАЗМЕННОМ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Паршуков Л.И., Смирнов В.Н., Гильмутдинов Ф.З., Кропотин В.В.

НИТИ «Прогресс», ФТИ УрО РАН, УдГУ, г. Ижевск, Россия
ftt@uni.udm.ru

Исследовано тепловое состояние, изменения состава, структуры и механических свойств прессованного циркониевого брикета при создании электронно-лучевых швов в условиях вакуума и плазменных швов в защитной среде.

Решением задачи теплопроводности оценены максимальные температуры разогрева циркониевых брикетов в зависимости от их геометрических размеров и режимов локальных тепловых воздействий. По результатам модельных расчетов тепловых полей и оценки величины проплава материала были подобраны оптимальные режимы обработки циркония. Сравнение расчетных температур с реально измеренными в эксперименте показало удовлетворительное согласие.

Для оценки прочности сварных соединений выполнены металлофизические исследования исходного материала и сварных швов. Основой прессованных брикетов является пористая структура из наклепанных в результате сдавливания прессом зерен. Металл электронно-лучевого шва представляет равноосную дендритную структуру с микротвердостью, в 1,5 раз превышающей микротвердость металла-основы. Микротвердость плазменного сварного шва соответствует микротвердости электронно-лучевого шва. Сварной шов, выполненный плазмой, имеет хороший проплав без пустот на стабильную глубину.

Для улучшения структуры и повышения ударной вязкости используется вторичное электронно-лучевое оплавление по ранее сваренному шву и термоциклирование в интервале температур полиморфного превращения с целью измельчения зерна. Данное воздействие приводит к достижению равноосной зеренной структуры и исчезновению дендритной структуры. Испытаниями на изгиб оценены предельные усилия, вызывающие разрушение сварных швов.

Методами рентгеноэлектронной спектроскопии и вторично-ионной масс-спектрометрии исследован состав циркониевых брикетов в исходном состоянии и зон электронно-лучевого и плазменного оплавления. Показано, что электронно-лучевое оплавление исходного циркония в условиях вакуума 10^{-4} мм.рт. ст. не вызывает глубокого окисления объема расплавленной зоны и приводит к снижению концентрации исходных примесей. Использование плазменной сварки в сухой инертной среде, очищенной от примесей кислорода и паров воды, также обеспечивает защиту разогретого циркония от глубокого окисления. Последующий вакуумно-дуговой переплав приводит к максимальной очистке металла от примесей.

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ НА РОСТ ТРЕЩИН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Фишгойт А.В.

Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ), Москва, Россия
fishgoit@rambler.ru

При нагружении образца с трещиной перед ее вершиной происходит пластическая деформация металла. В пластической зоне повышается плотность дислокаций, а также происходит их скопление у препятствий – границ зерен и фаз, где нарушается сплошность материала. Кроме того, поля напряжений дислокаций складываются с полем у вершины трещины. В результате при достижении критического значения КИН - K_{IC} под действием напряжений у вершины трещины участки с максимальной плотностью дислокаций разрушаются. На их месте зарождаются поры, которые растут и соединяются с вершиной трещины, что приводит к ее распространению.

В случае постоянного $K_I < K_{IC}$ плотность дислокаций, вышедших к препятствиям, недостаточна для зарождения пор. Однако за пластическим течением следуют процессы ползучести, при которых плотность дислокаций у препятствий увеличивается и через время τ может достигнуть величины, необходимой для образования пор. Тогда трещина продвигается на отрезок d , равный расстоянию от ее вершины до ближайшего препятствия. Затем процесс повторяется. Таким образом, скорость роста трещины $V = d/\tau$.

Для металла, в котором за пластическим течением следует холодная ползучесть, деформация, необходимая для зарождения пор, соответствующая уровню K_{IC} ,

$$\varepsilon_c(d) = \varepsilon_p(d) + \gamma\varepsilon_{cr}(d) \quad (1)$$

где $\varepsilon_p(d) \approx hK_1^2/d$ - деформация пластического течения на расстоянии d перед вершиной трещины, соответствующая приложенному субкритическому КИН - K_1 (здесь h – постоянный коэффициент); $\varepsilon_{cr}(d) \approx k_1K_1^2/d$ – деформация холодной ползучести, γ – относительный коэффициент ослабления металла у препятствия под действием дислокаций ползучести. Можно предположить, что $\varepsilon_{cr}(d) \approx k_1K$. Холодная логарифмическая ползучесть описывается выражением

$$\varepsilon_{cr} = \alpha \ln(1 + \beta t), \quad (2)$$

где α и β - постоянные коэффициенты, t – время.

Если функции напряжений и времени для ползучести металла перед трещиной имеют тот же вид, что и в (1, 2), то.

$$\varepsilon_{cr}(d) \approx k(K_1^2/d) \ln(1 + \beta t), \quad (3)$$

где k – коэффициент, отражающий свойства материала.

В этом случае скорость роста трещины

$$V \approx d \beta / \{ \exp[(h/\gamma k) \cdot (K_{IC}^2 - K_I^2)/K_I^2] - 1 \}, \quad (4)$$

Величины $a = d\beta$ и $b = h/(\gamma k)$ удобнее использовать в виде параметров (4):

$$V = a / [\exp(b(K_{IC}^2 - K_I^2)/K_I^2) - 1]. \quad (5)$$

При соответствующем подборе значений a и b (5) удовлетворительно описывает экспериментальные результаты, приведенные в литературе.

Приведены экспериментальные данные по скорости роста трещин ползучести, полученные на титановом сплаве ВТ6. По-видимому, можно распространить приведенную схему также и на случай высокотемпературной ползучести.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ДЕЗИНТЕГРАЦИИ МИНЕРАЛЬНЫХ КОМПЛЕКСОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ

Чантурия В.А., Бунин И.Ж., Ковалев А.Т.

Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва

bunin_i@mail.ru

Основная идея применения энергетических воздействий на упорное минеральное сырье с целью селективного раскрытия сростков и обеспечения доступа к наночастицам благородных металлов состоит в создании условий для максимально возможной концентрации механических напряжений или энергии, способствующей дезинтеграции вмещающей породы, достаточной для эффективного извлечения полезных компонентов. Обработка руд мощными электромагнитными импульсами (МЭМИ) с высокой напряженностью электрической компоненты поля E (сравнимой или превосходящей электрическую прочность вещества в статическом поле) и с коротким ($\sim 1-5$ нс) фронтом и длительностью ($\sim 1-50$ нс) импульса представляет собой один из способов такой концентрации энергии. При импульсном высокоэнергетическом воздействии минеральная среда подвергается разностороннему возмущению: механическому, электрическому, тепловому и т.д. Такое разнообразие активизируемых процессов позволяет выбрать из них наиболее подходящие для достижения максимального уровня дезинтеграции минеральной среды. Детальный анализ физических процессов, происходящих при таком энергетическом воздействии, позволяет оптимизировать его параметры с целью получения максимально полезного эффекта.

Рассмотрены возможные механизмы дезинтеграции минеральных сред при воздействии МЭМИ, а именно, разупрочнение минералов за счет электрических пробоев и механизм дезинтеграции вследствие возникновения термомеханических напряжений на границе диэлектрической и проводящей компоненты минерала. Показано, что разрушение по данным механизмам эффективно, если размер образца больше некоторого минимального размера (~ 1 мм) вследствие малой концентрации энергии воздействия.

Представлены экспериментальные данные о влиянии периодически следующих МЭМИ на структуру и свойства поверхности макрообразцов пирита (FeS_2), арсенипирита (FeAsS) и золотосодержащего кварца, а также на электрофизические и физико-химические свойства минералов.

Установлено существенное отличие в развитии электрического пробоя в сульфидных минералах и золотосодержащем кварце. В первом случае процесс имел стадийный характер с постепенным накоплением микродефектов, их локализацией на неоднородностях поверхности, приводящей к локальным сквозным пробоям вследствие шнурования тока. Во втором случае пробой развивался лавинообразно при достижении критической величины амплитуды напряженности электрической компоненты поля в областях локализации металлических микровключений.

Использование МЭМИ в технологии обогащения упорных золотосодержащих руд и продуктов обогащения привлекает возможностью получения прироста извлечения ценных компонентов (золота на 30–80 %, серебра – на 20–47 %) при уменьшении энергозатрат и снижении себестоимости готовой продукции.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ № НШ-472.2003.5 и программы Отделения наук о Земле РАН “Наночастицы в геосферах Земли: условия нахождения, технологические и экономические следствия”, госконтракт № 10002-251/ОНЗ-04/182-184/140703-1057.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА ЭП741НП ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ УСТАЛОСТИ И ПОЛЗУЧЕСТИ

Фишгойт А.В., Шашурин Г.В.

ЦИАМ им. П.И. Баранова, Москва
ciamrtc@mail.sitek.ru

В условиях сочетания малоциклового нагружения и длительного нагружения при высоких температурах (порядка 700⁰С) возможно развитие процессов ползучести сплава ЭП741НП, предназначенного для изготовления турбинных дисков.

Для этого случая характерно, что воздействие процессов ползучести при постоянном рабочем напряжении будет накладываться на механизмы накопления усталостных повреждений за один цикл нагружения. Сочетание указанных процессов приводит к ускоренной деградации материала конструкции.

Таким образом, для уточненного анализа прочностной надежности и ресурса дисков из сплава ЭП741НП необходимо проводить моделирование процесса накопления усталостных повреждений (как преобладающего механизма зарождения и роста трещин в указанном сплаве) с учетом дополнительных повреждающих способностей цикла нагружения за счет длительного термосилового нагружения.

В работе проведено численное моделирование процесса разрушения образцов из сплава ЭП741НП в условиях малоциклового нагружения с трапецеидальным циклом. Сформулировано нелинейное правило суммирования повреждений усталости и ползучести для оценки ресурса образца. Выполнено экспериментальное исследование по изучению влияния предварительной ползучести сплава ЭП741НП на его усталостную долговечность. Проведены расчеты кинетики трещин в сплаве ЭП741НП.

Анализ приведенных результатов позволяет построить специальную модель разрушения гранульных дисков в условиях реального полетного цикла с выдержкой на рабочей частоте.

ВЛИЯНИЕ ТИПОВ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ МЕХАНО-ХИМИЧЕСКОГО ПРОНИКНОВЕНИЯ ГЕЛИЯ В ТВЕРДЫЕ ТЕЛА

Клявин О.В., Мамырин Б.А., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М.

ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Klyavin@mail.ioffe.ru

Приводятся систематические экспериментальные данные, связанные с изучением явления дислокационно-динамического и механо-химического проникновения частиц внешней среды в различные типы твердых тел по зарождающимся и движущимся в них различным типам деформационных дефектов на примере модельной среды жидкого гелия. Исследования проведены на металлах с различным типом решетки (Al, Cu, Pb, In, Ti, Cd, Sn), ионных монокристаллах (LiF, NaCl) и аморфных пленках Pd-Si и Ni-Si-B, деформированных растяжением и сжатием в жидком He³ и He⁴ ($T = 0.5-4.2$ К). Показано, что атомы гелия проникают в исследованные материалы в различном количестве в зависимости от их исходной структуры, степени деформации и типа возникающих в них деформационных дефектов. Обнаружена устойчивая корреляция между содержанием гелия в деформированных образцах и диаграммами их растяжения. Изучены кривые экстракции гелия из различных материалов. Они показывают наличие ряда максимумов, число и величина которых зависит от температуры плавления и степени деформации материала. Максимумы выделения гелия из металлов с низкой температурой плавления (T_s) и аморфных пленок наблюдаются как при $T = 0.3-0.5T_s$, так и вблизи, при и выше T_s . Они обусловлены наличием широкого спектра ловушек гелия (дислокации, дисклинации, деформационные вакансии и вакансионные поры, конгломераты межкластерных и точечных дефектов, границы субблоков и зерен), число и типы которых задаются исходной структурой материала и меняются в процессе деформации и динамического отжига образцов. Для металлов с высокой T_s максимумы выделения гелия наблюдаются лишь при $T = 0.3-0.5T_s$. Они обусловлены наличием неглубоких деформационных ловушек гелия, которые отжигаются уже при низких температурах. Обнаружена зависимость интенсивности проникновения гелия от типа дефектов, возникающих в процессе пластической деформации различных материалов: рост количества гелия в краевых дислокациях по сравнению с винтовыми, а также при межзеренном и вязком механизмах деформации материалов, отсутствие проникновения гелия в металлы, которые деформируются механизмом двойникования. Сделан вывод о наличии химической связи атомов гелия с дефектной структурой материалов, возникающей в процессе их пластической деформации. Полученные данные анализируются на основе явления дислокационно-динамического и механо-химического проникновения атомов и молекул внешней среды в твердые тела по различного типа движущимся в них деформационным дефектам.

1. О.В.Клявин. ФТТ **13**, 3, 513 (1993).
2. О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов, В.З.Бенгус, Е.А.Табачникова. ФТТ **42**, 7, 1256 (2000).
3. О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов. ФТТ **44**, 2, 29 (2002).
4. О.В.Клявин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов, В.И.Николаев, В.В.Шпейзман ФТТ, **45**, 12, 2187 (2003).

МЕХАНОЦИКЛИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПСЕВДОУПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВА TiNi

Хусаинов М.А., Андреев В.А., Вяххи И.Э.* , Шуватов О.А.

Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого
vestnik@novsu.ac.ru

*Санкт-Петербургский политехнический университет

Стабильность псевдоупругих свойств определяется уровнем деформирующих напряжений, которые возникают в реальных (эксплуатационных) условиях. Поэтому механоциклические испытания сверхупругих элементов до разрушения представляют большой интерес. Для решения поставленной задачи нами была создана установка, позволяющая реализовывать симметричные и асимметричные циклы нагружения (рис.1,а,б) в условиях изгиба при заданной деформации (ε_0)

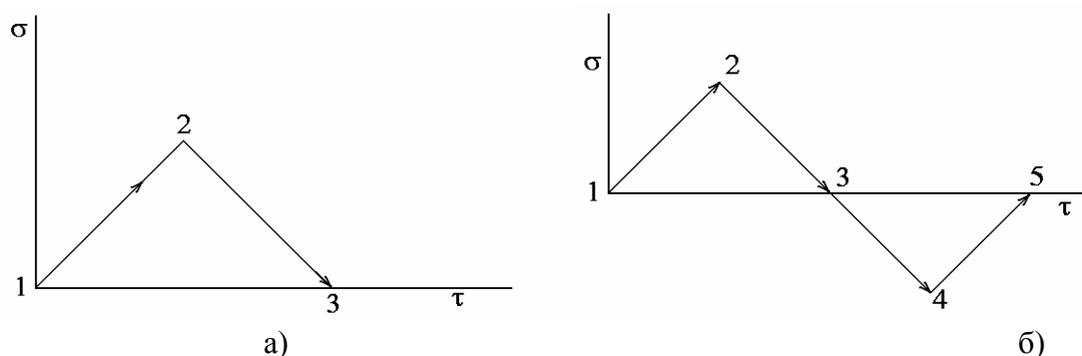


Рис.1. Схема асимметричного (а) и симметричного (б) циклов

Прямолинейные проволочные образцы длиной 80 мм и диаметром 1,5 мм из сплава Ti-(50,8÷51) ат%Ni изгибались на круглых роликах. Диаметры роликов (D_p) определяли заданные деформации $\varepsilon_0 = \frac{d}{D_p}$, где d — диаметр проволоки.

Установка работает в автоматическом режиме. Длительность цикла, определяемая числом оборотов реверсивного электродвигателя, составляет один полный двухсторонний цикл 30 сек. Испытания, проведенные на данной установке, показали ее высокую надежность. Исследования, выполненные на данной установке, свидетельствуют о накоплении необратимой деформации при одностороннем деформировании и практически полном отсутствии остаточной макроскопической деформации при симметричном циклировании. Характеристикой механоциклической долговечности являлась работоспособность псевдоупругого сплава до разрушения при заданной величине деформации. При симметричном циклировании долговечность указанных образцов с деформацией в цикле 8% составляла 340-380 циклов, а при $\varepsilon_0 = 6\%$ — 580-620 циклов. Одностороннее механоциклирование при $\varepsilon_0 = 6,2\%$ вызывало разрушение после 800 циклов. Обращается внимание на то, что разрушение происходило с резким щелчком (хрупко). В изломе имелись гладкие фасетки, свидетельствующие о межграницном разрушении при преимущественно транскристаллитном.

В работе приведены диаграммы циклической псевдоупругости и данные по накоплению необратимой деформации и долговечности при различных уровнях заданной деформации.

СТАТИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ГРАНУЛЬНЫХ ТУРБИНЫХ ДИСКОВ ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ УСТАЛОСТИ И ПОЛЗУЧЕСТИ

Шашурин Г.В., Волков М.Е.

ЦИАМ им. П.И. Баранова, Москва
ciamrtc@mail.sitek.ru

Для эксплуатации турбинных дисков на установившемся режиме полетного цикла характерно сочетание воздействия высокой рабочей температуры и постоянного напряжения выдержки, задаваемого рабочей частотой вращения.

В этих условиях возможно развитие процессов ползучести, приводящих к ускоренной деградации материала турбинного диска, и, как следствие, снижению его рабочего ресурса.

Для анализа ресурса турбинных дисков при сложном термосиловом малоцикловом нагружении разработана модель накопления повреждений. Модель описывает две стадии процесса разрушения: образование трещины в зонах конструктивной концентрации напряжений и рост образовавшейся трещины вплоть до диагностики предельного состояния диска. При этом для описания стадии зарождения трещины используется нелинейное правило суммирования усталостных и длительных повреждений в зонах концентрации напряжений, а при описании кинетики трещины – суммирование подросов трещины за один полетный цикл от действия усталостной и длительной составляющих цикла нагружения.

С использованием разработанной модели в работе проведено статистическое моделирование случайного процесса разрушения гранульных дисков. Случайными параметрами задачи принимались как величины, характеризующие сопротивление материала усталостному разрушению, так и параметры, ответственные за длительное разрушение сплава ЭП741НП при постоянной нагрузке и высокой температуре.

ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ ПО ФАСЕТИРОВАННЫМ ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН С УЧЕТОМ ПОДСТРОЙКИ НАПРЯЖЕНИЯ

Кульков В.Г., Жихарева М.Г.

Волжский филиал Московского Энергетического института, г. Волжский, Россия
kulkov@vlz.ru

При рассмотрении релаксационных процессов, происходящих на границах зёрен, последние обычно считают плоскими или в виде поверхности плавно меняющейся кривизны. Реальные границы зачастую содержат различного рода отклонения от такой конфигурации в виде ступенек, уступов, разориентированных фрагментов. Наиболее вероятными механизмами их образования можно считать такие как стремление конфигурации границы к минимальной энергии путём фрагментации и ориентировки фрагментов к энергетически выгодной, прохождение внутризёренных сдвигов через границу, нерегулярная её миграция с задержкой на стопорах и т.д.

В работе рассматривается процесс межкристаллитного проскальзывания двух соседних зёрен в металле под действием внешнего сдвигового напряжения σ . Граница представляет собой цилиндрическую поверхность с направляющей пилообразной ло-

маной, состоящей из двух чередующихся типов отрезков длины $2L$, разориентированных по отношению к направлению действия сдвигового напряжения под углами $\pm\alpha$. На сегментах создаются нормальные компоненты давления и разряжения. В системе нарушается равновесие, условием которого должно быть равенство химических потенциалов вакансий на всех сегментах. Это вызывает их диффузионные потоки между соседними сегментами. Эффект подстройки напряжения на каждом сегменте границы заключается в локальном соответствии распределения напряжения и концентрации вакансий.

Из численного решения диффузионного уравнения для вакансий с учётом эффекта подстройки напряжения находится скорость зернограницного проскальзывания в случаях постоянной и переменной гармонической внешней нагрузки. В последнем случае рассчитывается вклад этих процессов во внутреннее трение.

К КИНЕТИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ

Васильев Л.С.

Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия

lvas@uni.udm.ru

Исследование явлений, связанных с усталостной потерей устойчивости твердых тел к разрушению, является одной из актуальных задач теории прочности [1-3]. К настоящему времени накоплен обширный экспериментальный материал, указывающий на сложный и многофакторный характер процесса усталостного разрушения. Предложены модельные интерпретации этого явления [1-3].

Следует признать, что теоретическое осмысление природы явления усталости, по-видимому, далеко до завершения. Известные теоретические концепции носят лишь феноменологический характер и пока не в состоянии объяснить все многообразие явлений, связанных с усталостной прочностью, с единых позиций на атомно - молекулярном уровне. Тем не менее, ясно, что наиболее адекватные модели усталостного разрушения могут быть получены лишь на основе кинетической теории прочности [4], учитывающей термофлуктуационный характер процесса развития трещин.

В применении к металлам и сплавам кинетическая теория прочности имеет ряд особенностей, рассмотренных в [2,3]. В этом варианте теории процесс разрушения конденсированных тел рассматривается в рамках теории фазовых переходов между агрегативными состояниями, существующими на метастабильных диаграммах фазовых состояний среды при растяжении.

При таком рассмотрении процесс распространения трещины полностью определяется балансом скоростей сублимации и локального плавления вещества в вершине трещины. При периодических растягивающих нагрузках трещина будет распространяться рывками, оставляя усталостные бороздки на поверхности изломов. Предлагаемая модель позволяет объяснить многие особенности усталостного разрушения на атомно-молекулярном уровне.

1. Синергетика и усталостное разрушение металлов/ под ред. В.С. Ивановой. М.: Наука, 1989. 246 с.
2. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталостной прочности. М.: Металлургия, 1975. 454с.
3. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия, 1980. 208 с.

4. Регель В.Р., Слущер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1965. 450 с.
5. Васильев Л.С. Фазовые равновесия и проблема разрушения твердых тел // Современные проблемы прочности: Сб. науч. тр., Великий Новгород: НГУ, 2000. Т.1. С. 263-268.
6. Васильев Л.С. Кинетические особенности зарождения пор и микротрещин в голове плоского скопления краевых дислокаций // Вестник Тамбовского университета. Т.8. № 4. 2003. С.624-626.

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И ПРОБЛЕМА ПРОЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Васильев Л.С.

Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия
lvas@uni.udm.ru

Проблема адекватного описания механизмов зарождения и роста микро- и макротрещин является одной из центральных в теории прочности. Существующие модели и схемы зарождения микротрещин вблизи дислокационных скоплений до настоящего времени были слишком грубы и феноменологичны [1]. Они находились в прямом противоречии с диаграммами фазовых состояний твердых тел и не могли объяснить начальный этап процесса зарождения пор и микротрещин на атомарном уровне.

В работах [2,3] было показано, что процесс разрушения металлов и сплавов от начала до конца следует рассматривать как процесс комплексного структурно-фазового превращения, включающий в себя как различные преобразования фаз друг в друга в твердом состоянии, так и их последующее локальное растворение, плавление и сублимацию. Эта точка зрения лежит в русле общепринятой кинетической теории прочности [4] и является ее последовательным развитием в приложении к металлам и сплавам. На этом пути удалось построить физически корректную теорию зарождения и роста нано- и микропор и процесс их преобразования в микротрещину [3].

Было показано, что зарождение нанопор определяется процессами локального плавления, а рост и дальнейшее развитие пористости, в основном, связано с кинетикой внутренней сублимации и вязко-пластическим течением материала.

Предложенную в [2-6] концепцию можно применить к не менее актуальной проблеме теории прочности, связанной с исследованием механизмов, ограничивающих скорость распространения микро- и макротрещин. В этом случае можно показать, что скорость распространения трещин определяется конкуренцией процессов сублимации, пластической релаксации и локального плавления материала. В зависимости от характера изменения внешней нагрузки и температурного режима оказывается возможным описать единым образом процессы разрушения от хрупкого скола до бороздчатых изломов при усталостной потере прочности.

1. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Metallurgy, 1984. 280 с.
2. Васильев Л.С. Фазовые равновесия и проблема разрушения твердых тел // Современные проблемы прочности: Сб. науч. тр., Великий Новгород: НГУ, 2000. Т.1. С. 263-268.
3. Васильев Л.С. Кинетические особенности зарождения пор и микротрещин в голове плоского скопления краевых дислокаций// Вестник Тамбовского университета. Т.8. № 4. 2003. С.624-626.
4. Регель В.Р., Слущер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1965. 450 с.

УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

Пилюгин В.П., Пацелов А.М., Чернышёв Е.Г., Пташкин Д.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

pilyugin@imp.uran.ru

Получение первичных твёрдых растворов при интенсивной механоактивации имеет научный и практический интерес, и, как правило, применяется в случаях, когда использование традиционных методов сплавления невозможно в силу ряда причин. Эти случаи имеют место при попытках получения растворов из элементов, не подчиняющихся правилам Юм-Розери и не отвечающих положению внутри эллипса диаграмм Даркена-Гурри. Сюда же можно отнести необходимость получения и изучения свойств неупорядоченных растворов тех систем, в которых не удаётся исключить упорядочения при охлаждении после кристаллизации расплавов.

В работе обобщены экспериментальные результаты по изучению процессов холодного механосинтеза твёрдых растворов и определению их структурных характеристик, получаемых деформированием под давлением порошковых смесей чистых элементов. В качестве компонент выбирались элементы с различными значениями характеристических параметров, имеющих как отрицательные (Fe-Mn, Fe-Cr, Ni-Mn, Ni-Ti и др.), так и положительные значения энтальпий смешения (Fe-Cu, Fe-Bi, Fe-Pb, Co-Cu, Al-Pb, Cu-C, Ni-C, и др.). Механическую активацию осуществляли большой пластической деформацией под высоким давлением на плоских наковальнях Бриджмена. Величины деформации скомпактированных порошков имели значения 10-15 единиц, по истинной шкале деформаций, давления - 10-12 ГПа, что составляло 3-20% от модулей всестороннего сжатия отдельных компонент. Процесс механосплавления проводили при комнатной температуре в условиях интенсивного теплоотвода, некоторые эксперименты осуществляли при температуре 80 К, охлаждением аппаратуры в жидком азоте.

Установлено, что во всех исследованных бинарных системах механоактивация под давлением привела к образованию первичных твёрдых растворов с субмикро- и нано масштабным размером кристаллитов. Для систем с отрицательной энтальпией смешения твёрдые растворы получены во всех концентрационных интервалах смесей. Для систем с положительными энтальпиями смешения концентрационная ширина растворов зависит от величины и температурно-скоростных условий деформации. Для нерастворимых и ограниченно растворимых при термическом воздействии систем можно выделить параметр, определяющий возможность получения твёрдых растворов при механосплавлении. Данный параметр определяется критической величиной отношения модулей сдвига компонент и концентрацией «мягкой» компоненты в исходной смеси. Примерами таких систем являются бинарные смеси с большой разницей модулей сдвигов компонент: Mo-Sn, Mo-Ag и т.п.. Особенностью механического поведения при деформировании этих систем является концентрационно-пространственное расслоение компонент, выражающееся в том, что «мягкая» компонента выступает в роли смазки, что и не даёт диспергировать смесь до нанокристаллического состояния и их механосплавления. В случае систем, в которых отношение значений модулей сдвига не превышает критической величины, получены гомогенные первичные твёрдые растворы.

УПРУГИЕ СВОЙСТВА ДИСЛОКАЦИЙ СОМИЛИАНЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л.

Уфимский государственный институт сервиса, г. Уфа, Россия,
emaletd@mail.ru

При деформации аморфных материалов наблюдаются гигантские полосы с неравномерной величиной сдвига, не содержащие дислокаций, автоколебательность деформации, вязко-хрупкий переход и др. особенности. Экспериментальные данные показывают, что действуют четыре микромеханизма деформации, зависящие от приложенных напряжений и температуры: ползучесть точечных дефектов и свободного объема, кинетика дислокаций Сомилианы, зарождение критической микротрещины.

Для описания линейных дефектов аморфной структуры предложена модифицированная модель Френкеля - Конторовой с квазипериодическим потенциалом, описывающим аморфную структуру с ближним порядком. Анализ решений динамического уравнения показал, что стационарные стабильные дислокации в таких материалах не существуют, возможны только движущиеся неустойчивые солитоноподобные дефекты (квазидислокации), двигающиеся в виде периодических ансамблей. Вектор Бюргерса таких квазидислокаций осциллирует в квазипериодическом атомном потенциале, поэтому их можно рассматривать как дислокации Сомилианы. Вычисленные напряжения квазидислокаций являются короткодействующими, экспоненциально затухающими, в отличие от решеточных дислокаций. Эти свойства объясняют невозможность наблюдения дислокаций в микроструктурных исследованиях.

При упругопластической деформации локально выполняются первый и второй принципы термодинамики. Законы, связывающие напряженное состояние с деформацией тела, можно искать на основе термодинамики необратимых процессов, когда для описания состояния системы вводятся энтропия S и термодинамические потенциалы, а для описания необратимых процессов $TdS/dt = T\dot{S}$ - диссипативная функция. Производство энтропии благодаря необратимым диссипативным процессам определяется соотношением $P_l^T = dS_p^{(T)}/dt = \sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\epsilon}_{ij}^{(T)}/T \leq \sum \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^{(l)}/T, (l = 1, 2, \dots)$, т.е. каждый микромеханизм вносит вклад в диссипативную функцию. Основными параметрами деформируемого твердого тела будут напряжения, температура, плотность дефектов. Каждый механизм необратимой деформации и разрушения обладает своими критическими значениями параметров: σ_c, T_c, ρ_c . Таким образом, с помощью термодинамических соотношений можно проводить оценку вклада каждого микромеханизма в пластичность, а также разрушение аморфных материалов.

Проявляемые аморфным материалом пластические и прочностные свойства зависят от внутренних напряжений, создаваемых ансамблями дислокаций. Получено выражение для верхней оценки плотности дислокаций Сомилианы с короткодействующими напряжениями. С помощью соотношения Орована для скорости деформации в полосе сдвига записана система уравнений кинетики вакансий, свободного объема, квазидислокаций, микротрещин и деформирования образца в машине. Путем решения системы уравнений проведено моделирование скачков напряжений на кривой деформирования, что наблюдается в эксперименте. Пластичность δ_c находится из уравнения $\sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\epsilon}_{ij}^{(T)}(\delta_c, T_0) = \sum \sigma_{jk} \dot{\epsilon}_{jk}^{(i)}(\delta_c, T_0)$. Температура вязко-хрупкого переход T_c будет определяться уравнением $\sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\epsilon}_{ij}^{(T)}(0, T_c) = \sum \sigma_{jk} \dot{\epsilon}_{jk}^{(i)}(0, T_c)$.

Проведен анализ системы уравнений и получена оценка температуры перехода.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Емалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н.

Уфимский государственный институт сервиса, г. Уфа, Россия,
emaletd@mail.ru

При термомеханической обработке материалов получают различные виды дислокационной субструктуры: однородное, сетчатое, ячеистое, полосовое и фрагментированное распределения, которые и определяют физико-механические свойства материалов, например, в микроэлектронике. Экспериментально построены диаграммы зависимости вида дислокационной субструктуры от напряжений и температуры. Различные виды дислокационной структуры создают свои поля внутренних напряжений 2-го и 3-го рода, определяющие нестабильность электрофизических параметров элементов схем, их долговечность и другие свойства изделий микроэлектроники.

Рассмотрена упрощенная модель деформирования кристалла, когда развивается дислокационное скольжение в двух системах плоскостей (первичной и вторичной), что соответствует микроструктурным данным пластической деформации реальных материалов в широком диапазоне изменения напряжений и температуры. Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, деформации образца в машине, кинетики дислокаций, описывающей основные дислокационные процессы: размножение, иммобилизацию, диффузию, аннигиляцию и др. Проведен анализ устойчивости решений системы стационарных уравнений с использованием методов показателей Ляпунова. Проведено численное исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики дислокаций при пластической деформации в пространстве напряжений и температуры. Построены фазовые траектории; бифуркационные и фазовые диаграммы; сечения отображений Пуанкаре; критические показатели; размерности и др. типов решений в зависимости от широкого диапазона изменения температуры и напряжения. Установлено, что в системе существуют две стационарные точки: типа узел-седло и седло-неустойчивый фокус. Показано, что возникает последовательность типов решений: однородные, одномодовые периодические в пространстве, квазипериодические, перемежаемость, хаотические, многомодовые периодические во времени и пространстве, кноидальные (солитонные). Переход между структурами происходит при превышении критических значений напряжений, плотности дислокаций, температуры. Получены оценки периода ячеек, линий бифуркации волновых решений в зависимости от критических значений параметров. Показано, что для возникновения ячеистой структуры существует минимальный размер образца. Сделано сопоставление диаграммы типов решений с экспериментальной диаграммой дислокационных структур.

В процессе изготовления и эксплуатации элементов микроэлектроники важную роль играют внутренние напряжения. В отличие от термомеханической обработки изделий машиностроения в микроэлектронике применяют отжиг 1 – го рода, который происходит в микроскопических и микропленочных областях, в которых поля напряжений дислокаций существенно изменяются благодаря микроскопическим размерам, дислокационным реакциям между собой и на граничных поверхностях, а также границам раздела. Записаны выражения для полей внутренних напряжений при континуальном и дискретном распределении с учетом действия сил зеркальных изображений от границ раздела и дислокационных реакций. Проведено численное моделирование полей напряжений в микроскопическом зерне и пленке для различных видов распределения дислокаций, описанных выше.

НЕЛИНЕЙНЫЕ ЭФФЕКТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ФОНОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ С ДВИЖУЩИМИСЯ ДИСЛОКАЦИЯМИ

Емалетдинов А.К.

Уфимский государственный институт сервиса, г. Уфа, Россия
emaletd@mail.ru

Произведен последовательный квантово-механический количественный учет нелинейных эффектов процесса диссипации энергии движущимися дислокациями в области низких температур. Эти поправки позволили выявить специфические черты тепловыделения при гидродинамическом течении фононного газа и предсказать ряд новых нетривиальных эффектов, например: увлечение фононов дислокациями, изменение и проявление масштабного эффекта для динамических характеристик дислокаций, возникновение градиента температуры вдоль полосы скольжения и др.

Для определения тепловых эффектов при движении дефектов необходимо рассматривать самосогласованную задачу по неравновесному распределению фононов вокруг движущейся дислокации и релаксации этой неравновесности путем локального повышения температуры. При этом для определения размеров тепловыделяющей области необходимо вычислить диссипируемую мощность через интеграл столкновений фононов с дислокацией. Полная связанная система уравнений включает кинетическое уравнение для неоднородной в пространстве функции распределения фононов с интегралом столкновений фононов с дислокацией и уравнение для распределения локальной температуры с членом плотности диссипируемой мощности. Передача квазиимпульса от дислокации фононам должна вызвать дрейф фононного газа в направлении движения дислокации. Этот эффект должен привести к ряду макроскопических следствий: 1) возникновению градиента температуры вдоль полосы скольжения; 2) изменению коэффициента вязкого торможения B_S движения дислокаций в полосе по сравнению с отдельной дислокацией; 3) изменению температурного хода коэффициента торможения; 4) зависимости коэффициента торможения от размера в тонких образцах - "масштабному эффекту".

С целью изучения этих эффектов проведено исследование полной замкнутой системы уравнений гидродинамики фононов и теплопроводности методом возмущений. Получены решения для скорости увлечения фононов, градиента температуры вдоль полосы скольжения и функции распределения фононов в случаях: теплоизолированной пластины, тонкого и массивного образцов.

Во всех случаях возникающий градиент температуры по порядку величины равен $\nabla T \approx c_V T_0 v / k_0 \approx 1 \div 10$ К/см, где k_0 – коэффициент теплопроводности. Как показал расчет, эффективное увлечение фононов возможно при плотности дислокаций $\rho_D > 10^8$ см⁻².

Полученное уменьшение коэффициента вязкого торможения дислокаций в линии скольжения может быть одной из причин превышения скорости движения дислокаций в линии скольжения по сравнению с одиночной дислокацией, что наблюдается экспериментально при гелиевых температурах.

Поскольку скорость дрейфа фононов зависит от температуры, то должен наблюдаться аномальный ход температурной зависимости коэффициента торможения.

Масштабный эффект для коэффициента торможения должен проявляться для пластин толщиной $l < 10^{-2} - 10^{-3}$ см. Построены численные кривые основных эффектов дрейфа фононов.

О ТЕРМОДИНАМИКЕ И СКЕЙЛИНГЕ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ

Наймарк О.Б.

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

Взаимосвязь нелинейных коллективных процессов в мезоскопической системе дефектов с релаксационными свойствами и разрушением твердых тел является в последние десятилетия одной из ключевых проблем и стимулирует сближение подходов в физике и механике твердого тела. Эта тенденция обеспечивает также более глубокое понимание общих закономерностей пластичности и разрушения, которые могут рассматриваться как структурные переходы, индуцированные дефектами.

Одними из ключевых вопросов при таком рассмотрении являются:

- Какой тип статистики соответствует средам с мезоскопическими дефектами?
- Что представляет собой термодинамика мезоскопических систем?

Рассмотрение этих проблем связано с необходимостью описания мезоскопических систем как систем, далеких от равновесия и, соответственно, предполагает определение таких ключевых понятий, как термодинамический потенциал, энтропия, температура. Необходимость такого рассмотрения следует из многочисленных экспериментов, показывающих, что пластическая деформация и разрушение развиваются как неравновесный структурный переход, сопровождающийся зарождением коллективных мод в ансамбле мезодефектов и, как следствие, резким изменением симметрии (скейлинга в широком смысле) системы с выраженными признаками нелинейной динамики. Эти моды, имеющие автомодельную природу, “подчиняют” себе релаксационные свойства системы и могут быть возбуждены резонансно. Статистическая теория [1] позволила определить вид параметров порядка для ансамблей типичных мезоскопических дефектов и предложить неравновесный потенциал (неравновесная свободная энергия) как обобщение разложения Гинзбурга-Ландау по тензору плотности дефектов и структурному параметру скейлинга. Принципиальным моментом в развитии подхода Гинзбурга-Ландау является определение условий термализации существенно неравновесной мезоскопической системы в терминах параметра структурного скейлинга и определения эффективных температур неравновесного состояния. Кинетика указанных параметров порядка определяет релаксационную способность материала при формировании пластических сдвигов, переходах от дисперсного к макроскопическому разрушению.

1. O.B. Naimark, Defect-Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua, In: *Advances in Multifield Theories for Continua with Substructure*, Birkhauser Boston (Eds. G. Capriz and P. Mariano), 2003, pp. 75-115.

МЕХАНИЗМЫ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Головин Ю.И., Дуб С.Н. *, Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И.

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия,
golovin@tsu.tmb.ru

* *Институт сверхтвердых материалов НАНУ, г. Киев, Украина*

Нестабильность пластического течения во многом обусловлена дискретной природой деформации на микроскопическом уровне. На макроуровне, в результате сложных коллективных процессов и самоорганизации, нестабильность деформации сопровождается изменением соотношения между прочностью, пластичностью и упругостью. Естественно, что в каждом конкретном случае природа нестабильной деформации может быть различной. Во всех реальных контактных процессах элементарные акты деформирования протекают в пятнах контакта субмикронных размеров. Исследование области существования и природы нестабильности деформации в материалах различной природы в субмикрообъемах является целью данного исследования.

Единственным свидетельством нестабильности деформации при наноиндентировании является образование скачка (“pop-in”) на кривой нагружения или разгрузки. Скачки деформации на пределе текучести наблюдались не только в жестких (сBN, W, Mo), но и мягких материалах, включая ионные кристаллы (KCl, NaCl, LiF) и ГЦК металлы (Cu, Al, Au и др.). Эти одиночные скачки, которым соответствовала глубина отпечатка $h_c \sim 5 - 65$ нм, обусловлены началом пластического течения материала и гомогенным зарождением дислокаций в нанобъеме. Найденное критическое значение P_c нагрузки, при которой начинается гомогенное зарождение дислокаций, находится в качественном согласии с экспериментом. Полученные результаты свидетельствуют о значительном росте несущей способности материала в условиях наноконтактного взаимодействия по сравнению с макроскопическими испытаниями.

В некоторых материалах (например, сплавах Al-Mg) в определенном диапазоне скоростей деформирования и нагрузок наблюдаются множественные скачки деформации, отличающиеся характером (нерегулярным и регулярным) роста h_c во времени. Переход к стадии упорядоченных скачков сопровождался изменениями различных параметров деформирования, в частности, скорость на фронте уменьшалась, а на плато – увеличивалась. Микроскопической причиной такого поведения является деформационное старение – блокирование скользящих дислокаций движущимися примесными атомами, то есть наблюдаемое явление представляет собой проявление эффекта Портевена – Ле Шателье в условиях непрерывного индентирования.

Высокие контактные давления под индентором способны инициировать структурные фазовые превращения в ковалентных (Si, Ge) и ионно-ковалентных (CaF₂) кристаллах, керамиках (ZrO₂), квазикристаллах (Y-Mg-Zn), интерметаллидах (TiNi). Такие фазовые переходы, как правило, также сопровождаются скачком деформации. Новая фаза отличается от исходной по плотности, твердости и упругости, и доступными для исследования являются как обратимые, так и необратимые фазовые переходы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 01-02-16573) и Министерства Образования РФ (грант в области естественных наук № E02-34-263).

ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ НА УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi В СУБМИКРООБЪЕМАХ

Головин Ю.И., Коренков В.В., Коренкова Н.В., Мейснер Л.Л. *

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия,

golovin@tsu.tmb.ru

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

Сплавы на основе TiNi довольно широко используются для медицинских целей, в частности, в стоматологии и ортопедии. Они обладают достаточно высокой коррозионной стойкостью, и к тому же биоинертны, а свойство сверхэластичности особенно сближает их с живыми тканями. В то же время, проблема повышения защитных свойств поверхности с сохранением функциональных свойств материала сохраняется. Нанесение тонких покрытий из толерантных к биологической среде материалов зачастую негативно сказывается на параметрах эффекта памяти формы или свойства сверхэластичности. В настоящей работе методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и динамического наноиндентирования (МДН) исследовано влияние состояния поверхности после электролитического полирования и высокодозовой ионной имплантации на соотношение упругих и пластических свойств тонких поверхностных слоев сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$.

Морфология поверхности исследовалась с помощью мультимодового зондового сканирующего микроскопа Solver LS, а механические характеристики поверхности – с помощью компьютеризированного нанотестера собственной конструкции, имеющего разрешающую способность по смещению индентора 0,1 нм, по нагрузке – 1 мкН и по времени – 50 мкс [1]. Модификация поверхности осуществлялась ионами Zr^+ и Ti^+ при одинаковой дозе облучения $1,4 \cdot 10^{16}$ ион·см⁻².

Полученные результаты свидетельствуют о том, что высокодозовая ионная имплантация является одним из эффективных методов повышения прочностных свойств поверхности металлических материалов. Ионная имплантация в 3 раза увеличила твердость поверхностного слоя по сравнению с исходной электролитически полированной поверхностью TiNi. При этом морфология поверхности после ионной модификации, исследованная методом АСМ, существенно отличается от исходной, а конечная твердость модифицированной поверхности на 30% меньше, чем для чистых оксидов титана и циркония.

Механические напряжения под индентором способны инициировать мартенситное превращение (МП) в чистом TiNi. Найденное пороговое значение среднего контактного давления в отпечатке, вызывающего МП, оказывается существенно выше, чем известное из макроскопических испытаний. Это может свидетельствовать о том, что для МП в субмикроробъемах существенную роль играет не только величина контактного давления, но также скорость ее изменения и размер зоны деформирования. Кроме того установлено, что модификация поверхности ионами Zr^+ и Ti^+ подавляет МП в приповерхностном слое. При этом в случае ионов Ti^+ возрастает необратимая пластичность модифицированного слоя, а ионы циркония Zr^+ способствуют возрастанию обратимой пластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 01-02-16573) и Министерства Образования РФ (грант в области естественных наук № E02-34-263).

ВКЛАД МАСШТАБНОГО И СКОРОСТНОГО ФАКТОРОВ В ФОРМИРОВАНИЕ ЧИСЛА ТВЕРДОСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В.

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

Среди наиболее часто используемых механических характеристик твердых тел твердость и микротвердость, а в последнее время и нанотвердость, до сих пор остаются наиболее используемыми, а порой и практически единственными характеристиками оценки механических свойств материала в микро- и нанобъеме. При этом хорошо известно, что многие свойства материала, включая микро- и нанотвердость, могут изменяться в зависимости от скорости относительной деформации исследуемого материала, а также с переходом на новый масштабный уровень, то есть проявлять масштабную (зависящую от размера деформируемого материала) и скоростную (зависящую от скорости относительной деформации) зависимости механических характеристик. Это обусловлено тем, что при внедрении индентора, даже при невысоких значениях величины прикладываемой нагрузки и линейных скоростей перемещения индентора в процессе формирования отпечатка реализуется широкий спектр мгновенных значений скоростей относительной деформации и величин сформированного материала (глубин отпечатка).

Таким образом, мгновенные значения динамической твердости материала включают в себя составляющие как масштабного, так и скоростного факторов, которые необходимо учитывать при оценке механических свойств.

Поэтому цель настоящей работы была в разделении роли масштабного и скоростного факторов в формировании числа твердости при динамическом наноиндентировании объемных аморфных металлических сплавов ($Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$), керамик (ZrO_2), ионных и ковалентных кристаллов (KCl, LiF, ZnS, Ge, GaAs, MgO, Si), металлов (Al), сталей (Сталь 10), полимеров (ПММА) и плавленого кварца.

Индентирование осуществляли алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного импульса силы с варьируемой амплитудой и длительностью фронта импульса нагружения. Это обеспечивало эквивалентные условия испытания в интервале скоростей относительной деформации от 10^{-2} до 10^2 с⁻¹.

Показано, что доля вкладов масштабного и скоростного факторов в значение числа твердости H зависят от типа материала, глубины и скорости относительной деформации. Так для всех исследованных материалов масштабный фактор проявляется в росте H с уменьшением глубины отпечатка до значений десятков – сотен нанометров (в зависимости от типа исследуемого материала). Скоростной фактор играет заметную роль у материалов с низким значением отношения H к модулю Юнга E ($H/E < 0,04$), а при $H/E \geq 0,04$ скоростная чувствительность H не проявлялась или была очень низкой.

Таким образом, в достаточно широком диапазоне значений скоростей относительной деформации (от 10^{-2} до 10^2 с⁻¹) и диапазоне глубин пластического отпечатка h (от 30 нм до 1 мкм) определен вклад масштабного и скоростного факторов в формирование величины числа динамической твердости исследуемых материалов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-02-16573) и МО РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

ВЛИЯНИЕ ГЛУБИНЫ ОТПЕЧАТКА, СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА КОЭФФИЦИЕНТ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ТВЕРДОСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В.

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

Среди наиболее простых и важных характеристик механических свойств до сих пор остаются твердость и микротвердость, а в последнее время и нанотвердость материала. Это обусловлено тем, что современные потребности многих областей получения, изготовления и эксплуатации различных материалов и готовых изделий выдвигают необходимость исследования различных свойств материалов, в том числе и механических, в условиях действия высоких локальных напряжений.

Смоделировать и контролируемо изучить пластические свойства твердых тел в сильно локализованном объеме в широком интервале значений скоростей относительной деформации можно методами динамического наноиндентирования.

В данной работе ставилась цель исследовать скоростную чувствительность нанотвердости ряда материалов (керамика – ZrO_2 ; объемный аморфный металлический сплав – $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$; ионные и ковалентные кристаллы – KCl , LiF , ZnS , Ge , $GaAs$, MgO , Si ; металлы – Al , Pb ; полимер – ПММА) в зависимости от скорости относительной деформации (в интервале от $3 \cdot 10^{-3}$ до 10^2 s^{-1}) и глубины отпечатка h (в интервале от 30 нм до 1 мкм).

Динамическое наноиндентирование осуществляли алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного импульса нагрузки на специально разработанной компьютеризированной установке, имеющей разрешение по смещению – 1 нм, по силе – 0,4 мН, по времени – до 50 мкс.

Для всех исследованных материалов определены коэффициенты скоростной чувствительности динамической твердости m от средней скорости относительной деформации под индентором и глубины отпечатка.

Показано, что в ковалентных кристаллах (Si , Ge и $GaAs$) скоростная чувствительность практически отсутствует, m мало и составляет величину порядка 0,006 – 0,008. В то же время, мягкие ионные кристаллы (KCl , LiF), металлы (Al , Pb) и полимеры (ПММА) демонстрируют заметный рост твердости с увеличением скорости относительной деформации, m составляет величину порядка 0,04 – 0,06. Интересная особенность поведения m наблюдалась у LiF и ZnS . Так для LiF в области от 10^{-2} до 10^{-1} s^{-1} m в 2,5 раза меньше, чем в интервале от 10^{-1} до 10^2 s^{-1} . Исследование зависимости m от h показывает, что в достаточно широком интервале h он остается практически постоянным, а затем растет с уменьшением h . Так, например, для ZrO_2 в диапазоне h от 1000 до 100 нм величина m остается практически постоянной ($m = 0,020$), а при меньших значениях h начинает возрастать, увеличиваясь к $h = 30$ нм до значения $m = 0,025$. Исследование температурной зависимости H для ПММА показало, что в интервале T от 25 до 125° С m возрастает от 0,09 до 0,4.

Таким образом, для всех исследованных материалов определены значения m и установлены их зависимости от h , T , скорости относительной деформации и прочностных свойств материала (отношения статической твердости к модулю Юнга исследуемого материала) при наноиндентировании.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 01-02-16573) и Министерства образования РФ (грант № Е00-3.4-123).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОБЪЕМ МАТЕРИАЛА, ВЫТЕСНЕННОГО В НАВАЛ ОКОЛО ОТПЕЧАТКА, ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

Головин Ю.И., Тюрин А.И., Юнак М.А.

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия
golovin@tsu.tmb.ru

Метод микроиндентирования до сих пор остается одним из наиболее простых и доступных способов неразрушающего экспресс-анализа механических свойств твердых тел. Однако, несмотря на большие достижения, касающиеся вопросов индентирования (новые методики, аппаратура и полученные качественно новые результаты), до сих пор остается открытым ряд вопросов, касающихся поведения материала при внедрении в него жесткого индентора. Один из таких вопросов заключается в том, куда преимущественно перемещается материал при действии высоких локальных напряжений – внутрь деформированного материала, или же материал вытесняется на поверхность вблизи зоны контакта. Имеющиеся в литературе данные относительно числовых значений доли материала, вытесненного из-под индентора, даже для одного и того же материала достаточно противоречивы и не учитывают скоростной зависимости деформации материала при внедрении индентора.

Поэтому целью этой работы было исследовать, куда преимущественно перемещается материал из-под индентора: в направлении внедрения (в объем материала) или к свободной поверхности (образуя так называемые “навалы” около отпечатка); и как доля материала, вытесненного в навал, зависит от скорости относительной деформации (в интервале от 10^{-2} до 10^2 с $^{-1}$).

В качестве исследуемых были выбраны материалы, у которых при индентировании “навалы” заведомо образуются (LiF и NaCl).

Отпечатки наносились алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного симметричного импульса нагрузки постоянной амплитуды и варьируемой длительности фронта нагружения от 10 мс до 100 с. Это обеспечивало эквивалентные условия испытания в диапазоне скоростей относительной деформации от 10^{-2} до 10^2 с $^{-1}$. Измерение объема материала, вытесненного в “навал”, производилось с помощью микроинтерферометра по измерению искривления линий интерференционных полос (рис.1). В результате установлено, что доля материала, вытесненного в “навал”, зависит от скорости относительной деформации. Так, например, для LiF в интервале от 10^{-2} до 10^{-1} с $^{-1}$ объем навала слабо зависит от скорости относительной деформации и составляет около 25 % от объема отпечатка, а в интервале от 10^{-1} до 10^2 с $^{-1}$ он уменьшается до 8-10 %.

Таким образом, в работе установлена зависимость объема материала, вытесненного в навал, от скорости относительной деформации.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-02-16573) и МО РФ, грант в области естественных наук (шифр Е02-3.4-263).

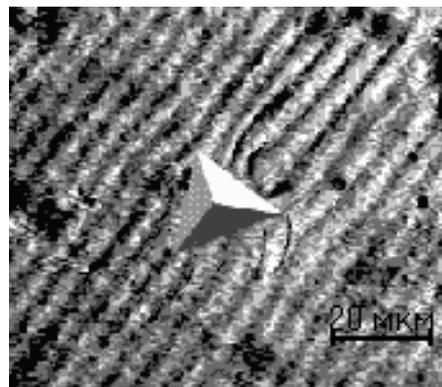


Рис.1. Интерференционная картина около отпечатка при индентировании LiF.

НЕУСТОЙЧИВОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ СПЛАВА Al-2,7%Mg И ЕГО ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ В СУБМИКРООБЪЕМАХ

Головин Ю.И., Иволгин В.И., Сергунин Д.А.

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

В ряде материалов, в том числе, и в сплаве Al-2,7%Mg, при линейном нарастании силы, приложенной к индентору, его погружение носит скачкообразный характер в определенном интервале температур и скоростей относительной деформации. Наиболее просто деформирование сверхмалых объемов осуществляется методами динамического микро- и наноиндентирования, которые позволяют с высокой точностью контролировать процесс погружения острого индентора в поверхность твердого тела.

Целью настоящей работы является исследование температурных границ проявления неустойчивой пластической деформации в сплаве Al-2,7%Mg методами динамического нано- и микроиндентирования.

В работе исследовали образцы сплава Al-2,7%Mg(-0,05%Si-0,02%Fe), вырезанные с помощью электроискровой резки из листового проката, сполированные механическим способом на глубину до 20 мкм.

Часть из них дополнительно подвергалась химической полировке. Отжиг при температуре 450 °С для различных образцов проводился в течение 1-8 часов с последующей закалкой в воде.

Экспериментально была исследована зависимость критической температуры существования регулярной моды скачкообразной деформации от скорости относительной деформации в интервале температур от 293 К до 420 К и скоростях относительной деформации от 0,0005 с⁻¹ до 1 с⁻¹.

Установлено, что регулярная скачкообразная деформация в сплаве Al-2,7%Mg при названных выше условиях ограничена температурой 380 К, а ее область существования в координатах $T—(-\ln \dot{\epsilon})$ представлена на рис. 1.

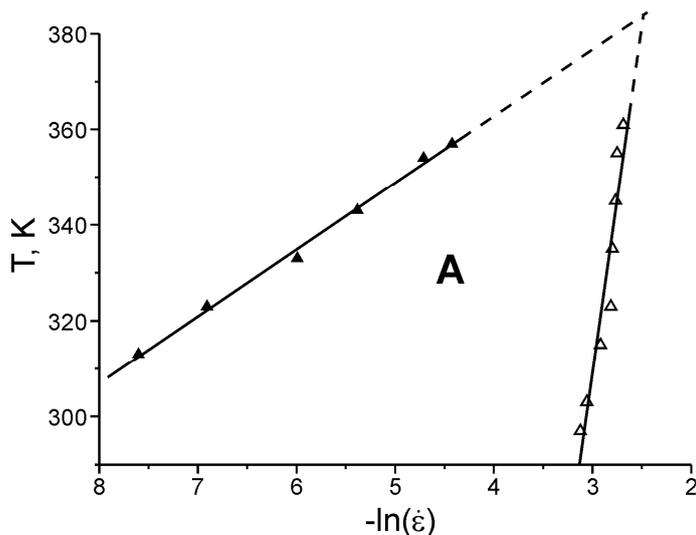


Рис.1. Температурно-скоростные границы области существования неустойчивого течения А.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В РЕЖИМЕ РАБОТЫ МАРТЕНСИТНОГО ДВИГАТЕЛЯ

Волков А. Е., Евард М. Е., Бобелева О. В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
volkov@smel.math.spbu.ru

Выполнен расчет механического поведения сплавов с памятью формы в режиме работы мартенситного двигателя с мягким рабочим циклом. Использовали микроструктурную модель, апробированную на простых режимах термомеханического нагружения (охлаждение и нагрев под постоянной нагрузкой, активное деформирование при различных температурах). Рабочий цикл включал нагружение материала, находящегося в высокотемпературном (аустенитном) состоянии, до заданного напряжения σ_c , охлаждение под постоянным напряжением через интервал прямого мартенситного превращения, догрузки при низкой температуре дополнительным напряжением $\Delta\sigma$, нагрев до исходной температуры под постоянным напряжением $\sigma_h = \sigma_c + \Delta\sigma$ и разгрузку до исходного напряжения σ_c .

Исследовано влияние числа циклов и величины задаваемых напряжений на изменение максимальной деформации образца и производимой им за цикл механической работы. Показано, что в процессе термоциклирования происходит накопление необратимой деформации, направление которой соответствует направлению действующего напряжения. Примерно к 30-му циклу величина максимальной накопленной деформации и остаточной деформации достигает насыщения. При этом удельная механическая работа за цикл постепенно увеличивается, достигая насыщения, которое происходит тем позже, чем больше величина догрузки. Исключение составляет случай, когда напряжение на этапе охлаждения мало. При этом в процессе циклирования происходит постепенное уменьшение как максимальной, так и минимальной деформации, накапливаемой к окончанию N циклов. Стабилизации не происходит и после 50 термоциклов. Величина удельной механической работы от цикла к циклу при этом не изменяется. Проведено моделирование рабочего цикла мартенситного двигателя в режиме, когда изменение температуры при охлаждении или нагреве не обеспечивает завершения мартенситного превращения. Определена зависимость удельной работы от действующих напряжений и от характерных температур цикла термомеханического нагружения.

Полученные результаты указывают на способы увеличения удельной работоспособности путем оптимизации параметров рабочего цикла. Результаты моделирования качественно соответствуют имеющимся экспериментальным данным.

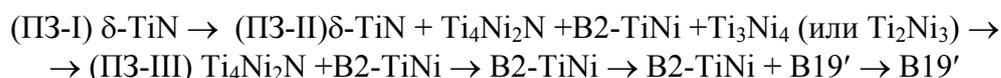
Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант N НШ-2288-2003.1) и ФЦП Минпромнауки N 40.010.1 1.1195.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ АЗОТИРОВАНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ ВБЛИЗИ МЕЗОКОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ TiNi, АЗОТИРОВАННОГО В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА

Тимкин В.Н., Лотков А.И., Гришков В.Н

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

В работе проведены исследования мартенситных превращений в диффузионной зоне (ДЗ) азотированного никелида титана. Обнаружено, что в результате азотирования различной длительности формируется широкая ДЗ структурированная на три подзоны (ПЗ), имеющие следующий фазовый состав:



Установлено, что появление высокотемпературной В2 фазы в образцах, имевших до азотирования структуру моноклинного мартенсита В19', связано с перераспределением никеля по сечению ДЗ и изменением химического состава TiNi. Фаза В2, локализованная в подзонах II и III, является сдвигоустойчивой и испытывает деформационные мартенситные превращения (МП) В2 → R → В19' в процессе изотермического (300 К) растяжения или кручения азотированных образцов, причем фронт превращения при увеличении внешнего напряжения распространяется от нижней границы ДЗ в подзону II.

Присутствие сдвигоустойчивой фазы В2 в подзонах ДЗ и последующее формирование деформационных мартенситов R и В19' в подзонах II и III в полях напряжений вокруг микротрещин, появляющихся при деформации внешнего слоя δ-TiN и проникающих внутрь подзоны II, является особо важным фактором, блокирующим их распространение вглубь образца.

Ребра растягиваемого образца являются наиболее мощными концентраторами напряжений, обуславливающих формирование вблизи них квазипериодической системы первичных микротрещин. Глубина проникновения микротрещин не превосходит 35–40 мкм и сравнима с суммарной толщиной слоя δ-TiN и подзоны II. Вблизи каждой первичной микротрещины на первоначально ровной поверхности шлифа возникает сложный деформационный рельеф, обусловленный круговой симметрией (в сечении боковой грани) полей внутренних напряжений. Характерный размер областей такого деформационного микрорельефа совпадает с общей толщиной ДЗ (190–200 мкм). Внутри них отчетливо виден деформационный мартенсит В19' в виде отдельных стержневидных ламелей, или расположенных вдоль изолиний внутренних напряжений вокруг микротрещин. Особенности формы профиля микротрещин и деформационного микрорельефа вокруг них связана с различной степенью обогащения никелем фазы В2 и, соответственно, ее разной сдвиговой устойчивостью по отношению к деформационному мартенситному превращению (МП) в мартенсит В19' при наложении внешнего напряжения. Для инициирования МП при 300 К в образце, азотированном 4 часа, необходимо приложить более высокие внешние растягивающие напряжения, чем после 1 часа азотирования по причине большего пересыщения фазы В2-TiNi никелем до 51.5-51.8 ат. %.

ЭФФЕКТ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МИКРО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кудинова Е.Д., Гришков В.Н., Лотков А.И.

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

Представлены данные о влиянии интенсивной пластической деформации (ИПД) на проявление эффекта сверхэластичности в сплаве $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$.

Интенсивную пластическую деформацию образцов проводили методом равноканального углового прессования (РКУП) при 723 К с различным числом проходов. После воздействия РКУП сплавы имели мелкокристаллическую структуру с размером зерен 0.1 – 0.2 мкм.

Установлено, что после РКУП сплав $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ обладает эффектом сверхэластичности при 294 К, который не проявляется в исходном недеформированном сплаве, вблизи начала $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ превращений. При этом величина обратимо накапливаемой и возвращаемой деформации в цикле изотермического нагружения и разгрузки при 294 К растет с увеличением числа проходов, достигая практически значимой величины (3.5%) после 8 проходов РКУП.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И КИНЕТИКУ ДИСПЕРСИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ВАНАДИЕВЫХ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СПЛАВОВ

Глезер А.М.¹⁾, Еднерал А.Ф.¹⁾, Русаненко В.В.¹⁾, Кукареко В.А.²⁾, Копылов В.И.³⁾

¹⁾ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва, Россия

²⁾ Институт надежности машин НАНБ, Минск, Беларусь

³⁾ Физико-технический институт НАНБ, Минск, Беларусь

glezer@imph.msk.ru

Изучено влияние интенсивной сдвиговой деформации ($\epsilon > 1$) методом равноканального углового (РКУ) прессования на структуру и дисперсионное упрочнение ванадиевых мартенситностареющих сплавов с ОЦК и ГЦК решеткой. Сдвиговая деформация интенсифицирует распад сплавов при старении. Предварительное РКУ прессование приводит к увеличению твердости сплавов после старения на 25-30% по сравнению с недеформированными сплавами. Установлено, что сплав со структурой нестабильного аустенита достигает больших степеней упрочнения в результате сдвиговой РКУ деформации и последующего старения, чем сплав с ОЦК решеткой. Показано, что это обусловлено протеканием деформационного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Разупрочнение сплавов при старении связано с обратным $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращением и релаксационными процессами в мартенситной структуре.

Работа выполнена при финансовой поддержке Фонда науки и образования «Интелс» (грант № 06-03-02).

ВЛИЯНИЕ СИЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОРТОРОМБИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Казанцева Н.В., Гринберг Б.А., Демаков С.Л. *, Пацелов А.М., Брусницына В.Н., Трубина О.Ю. *

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

**Уральский Государственный Технический Университет УГТУ-УПИ, Екатеринбург*

kazantseva@imp.uran.ru

Исследован орторомбический сплав Ti–25,62 at.% Al–13,89 at.% Nb–0,34 at.% Zr–0,32 at.% Mo. Сдвиг под давлением осуществлялся в наковальнях Бриджмена при давлении 10 ГПа. Обнаружено, что упорядоченная кубическая B2 фаза в ромбических сплавах обладает достаточной устойчивостью к фазовым превращениям при сильной деформации. Начало образования нанокристаллической структуры в сплавах с исходным фазовым составом B2 наблюдается только при деформации $\varepsilon = 7,6$. Кроме кубической фазы, в сплавах после сильной деформации обнаружены небольшие области гексагональной упорядоченной ω -фазы (структурный тип B8₂), количество ω -фазы в сплаве составляет менее 5%. Для исследования орторомбических сплавов, имеющих другой фазовый состав: Ti–22 %Al–26,6 %Nb и Ti–25 %Al–22 %Nb (исходное состояние – однофазное, упорядоченная по трем элементам O-фаза – Ti₂AlNb), был использован сдвиг под давлением (10 ГПа) и импульсное ударное нагружение стальной пластиной (100 ГПа). Обнаружено, что интенсивная деформация приводит к протеканию фазового превращения типа порядок-беспорядок. Наблюдаются мелкодисперсные частицы двух орторомбических фаз: разупорядоченной по ниобию фазы B19 и полностью разупорядоченной фазы A20. При сдвиге под давлением образование нанокристаллической структуры начинается уже при степени деформации $\varepsilon = 4,7$. С ростом степени деформации происходит измельчение зерна и одновременное увеличение количества фазы A20, которая полностью заменяет исходную орторомбическую O-фазу при размере зерна 20 нм. После импульсного ударного нагружения сохраняется исходная O-фаза в виде пластин, по границам которых наблюдаются мелкие частицы разупорядоченной по ниобию фазы B19. Проводится сравнение полученных результатов с литературными данными по влиянию сильной деформации на структуру и фазовые превращения в других алюминиды титана: TiAl, Ti₃Al, Ti₃Al(Nb).

О ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОМ ОПИСАНИИ ПОЛЗУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ

Глузман Р.Л., Коваль О.В., Нагорных С.Н.

Нижегородский государственный педагогический университет, Россия

algoritm@sandy.ru

Для аппроксимации зависимости скорости ползучести от температуры и напряжений применяется выражение: степенной закон с пределом ползучести $\dot{\varepsilon}' = A(\sigma - \sigma_m)^m \exp(U_0 / kT)$. Кроме этого существуют и другие известные выражения. С нашей точки зрения, приведенное выражение для скорости ползучести более предпочтительно, как универсальное выражение. Теория идеальной пластичности не может решить данную проблему. Обратимся к неравновесной термодинамике. Основой тео-

рии является соотношение $dE = TdS + \sigma_{ik}^e dS_{ik}^e$, определяющее зависимость внутренней энергии тела от основных термодинамических переменных. Наличие пластической деформации без расширения термодинамического описания добавляет в правую часть еще одно слагаемое $dE = TdS + \sigma_{ik}^e dS_{ik}^e + \sigma_{ik}^e d\varepsilon_{ik}^p$, где ε_{ik}^p не входит в число термодинамических переменных, и, следовательно, является внешним параметром. Система оказывается открытой, а соответствующая часть работы упругих сил $dR = -qdt = -\sigma_{ik}^e d\varepsilon_{ik}^p$ идет на увеличение энтропии системы. Обобщенный тензор напряжений определяется соотношением $\sigma_{ik} = dF/d\varepsilon_{ik} = dF/d\varepsilon_{ik}^e = dF/d\varepsilon_{ik}^p$ и предлагаемое описание в терминах $\sigma_{ik} \sim \varepsilon_{ik}$ повторяет классические соотношения теории упругости в терминах $\sigma_{ik}^e \sim \varepsilon_{ik}^e$. То есть σ_{ik} линейно связан с ε_{ik} , а равновесие системы определяется уравнениями $d\sigma_{ik}/dx_k = 0$.

Для замыкания системы уравнений находится связь между скоростью пластической деформации и упругими напряжениями в материале. Для линейной неравновесной термодинамики это дает линейную зависимость, а для не линейной соответственно - нелинейную. Экспоненциальная зависимость скорости ползучести от напряжения, часто используемая в опытах, сходится к рассмотренной в первом приближении.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТВЕРДОГО ТЕЛА С ПОМОЩЬЮ ТЕРМОСТИМУЛИРУЕМОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ (ТСЭЭ)

Лалин Н.И., Нагорных С.Н., Павленков В.И., Цветков А.И.

Нижегородский Государственный Педагогический Университет, Россия
algoritm@sandy.ru

Из ряда работ авторов по ТСЭЭ и кинетике затухания ЭЭ известно существование не более трех уровней энергии для локальных электронных центров, служащих источниками ЭЭ. В тоже время, наличие хвоста спектра оптического поглощения говорит о существовании практически во всех телах широкого спектра дефектов в запрещенной зоне диэлектриков и полупроводников, каковыми являются окисные слои на поверхности металлов. Возникает проблема, связанная с отбором из множества спектров ЭЭ с поверхности твердых тел при термостимуляции.

Рассмотрим взаимодействие потенциальных ям при следующих условиях:

1. Ямы случайным образом расположены в координатном пространстве.
2. Потенциал ямы короткодействующий.
3. Расстояние между ямами большое по сравнению с радиусом изменения волновой функции.

Эти три условия соответствуют модели Лифшица.

Рассмотрим гамильтониан (см. "Электронные свойства легированных полупроводников", Б.И.Шкловский, А.Л.Эфрос)

$$H = \frac{P^2}{2m} + \sum_j U(r - r_j).$$

Методом Фурье в приближении постоянства волновой функции внутри потенциальных ям можно получить, что физическая система описывается следующей системой линейных однородных уравнений

$$\tau_i - \sum_j F(E, r_{ij}) \tau_j = 0,$$

где $\tau_j = \Psi(r_j)$, F – коэффициенты разложения гамильтониана в ряд Фурье.

Для случая с одной потенциальной ямой можно получить

$$F(E_0, r) = -\frac{\exp(-\alpha r)}{r},$$

где $\alpha^2 = -\frac{2mE_0}{\hbar^2}$, $A = (2\pi) \frac{mc(0)}{\hbar^2}$. Причем расстояние между примесями пропорционально α^{-1} .

Для двух ям

$$\varepsilon_{1,2} = \pm \lambda \frac{\exp(-\alpha r)}{r},$$

где $\varepsilon = E_0 - E$.

В случае трех ям, находящихся на одной прямой, можно получить, что будет существовать три уровня энергии. Реально среднее расстояние между примесями (потенциальными ямами) достаточно большое (больше, чем α^{-1}), поэтому вероятность более чем парного обобществления ям ничтожно мала. Вследствие этого в системе из любого числа ям будет существовать не более трех уровней энергии (парные и одиночные состояния).

Приводится экспериментальная зависимость ТСЭЭ с тремя уровнями энергии, которая описывается данной моделью. Вследствие существования трех уровней она представляет собой сумму трех эмиссионных токов

$$J = \sum_{i=1}^3 J_i,$$

где $J_i = L(A_2 N + A_3 \nu)$, L – толщина эмитирующего слоя, A_2 – вероятность эмиссии электрона из зоны проводимости, A_3 – вероятность туннелирования электронов из ловушек в зону проводимости.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДО- И ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ Al-Si СПЛАВОВ

**Никаноров С.П.¹⁾, Волков М.П.¹⁾, Гурин В.Н.¹⁾, Буренков Ю.А.¹⁾,
Деркаченко Л.И.¹⁾, Кардашев Б.К.¹⁾, Регель Л.Л.²⁾, Вилкоккс В.Р.²⁾**

¹⁾ *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*
s.nikanorov@mail.ioffe.ru

²⁾ *Кларксон Университет, Потсдам, Нью Йорк, 13699-5814, США.*

Исследована структура Al-Si сплавов с 11,5; 20; 25; 30; 35 вес.%Si, полученных быстрым охлаждением расплавов, находившихся в состоянии левитации. Установлено, что образцы с 20% кремния имеют тонкую эвтектическую структуру. В случае 11,5% кремния наблюдаются первичные кристаллы твердого раствора кремния в алю-

мини. В образцах с 25% и более высоким содержанием кремния содержатся первичные кристаллы кремния.

Плотность и модуль Юнга образцов линейно изменяются с изменением содержания кремния. Средний температурный коэффициент модуля Юнга в области температур от 500 °С до комнатной температуры и предел упругости для трехточечного изгиба имеют максимум около 20% кремния. Гистерезис температурной зависимости модуля Юнга в этой области температур имеет минимум при этой концентрации сплава. Выявленная структура обусловлена скоростью затвердевания образцов, около 10³ мкм/с. Экстремумы концентрационных зависимостей механических свойств наблюдаются в случае тонкозернистой эвтектической структуры при «парном» эвтектическом росте.

Наблюдаемые особенности структуры и механических свойств сплавов, полученных быстрым охлаждением, могут быть объяснены структурой их в жидком состоянии на основе термодинамического рассмотрения стабильности расплавов.

Работа была поддержана Американским фондом гражданских исследований и разработок, грант RE2-2347-ST-02.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА TiNi ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Беляев С.П., Волков А.Е., Петров А. А., Разов А. И.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
volkov@smel.math.sbbu.ru

Проведено исследование изменения механических свойств никелида титана при сжатии в мартенситном состоянии с изменением скорости деформирования в пределах от 300 до 1500 обратных секунд. Деформирование сжатием осуществляли на пневматическом копре Хопкинсона. В результате анализа диаграмм деформирования никелида титана с различными скоростями в мартенситном состоянии установлено, что фазовый и дислокационный пределы текучести растут с одинаковым темпом с повышением скорости деформирования, отличаясь друг от друга примерно в шесть раз по величине. В то же самое время коэффициенты упрочнения на этапах фазовой и дислокационной пластичности практически равны друг другу и не изменяются с увеличением скорости деформирования. Модуль упругости на первом (фазовом) участке диаграмм нагружения, полученных при скоростях деформирования от 800 до 1500 с⁻¹, практически остается постоянным. Вместе с тем, в районе скоростей деформирования около 600 с⁻¹ его зависимость от скорости деформирования сопровождается большим разбросом экспериментальных данных и явно отклоняется от линейной. Модуль упругости, на втором (дислокационном) участке диаграммы деформирования, монотонно растет с увеличением скорости деформирования от 300 до 1500 обратных секунд.

Работа выполнена при содействии РФФИ, грант № 04-01-00653 и научной школы НШ-2288.2003.1

СТРУКТУРА ЛОКАЛЬНО ДЕФОРМИРОВАННЫХ ОБЛАСТЕЙ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ

Глушков А.Н., Карьев Л.Г., Федоров В.А., Кириллов Р.А.

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

Цель работы: 1) провести сравнительный анализ величин локализованной деформации скольжением по $\{110\}_{45}$ для щелочно-галоидных кристаллов; 2) сравнить ее с величиной локализованной деформации скольжением по $\{110\}_{90}$ для различных инденторов в зависимости от: а) ориентации индентора относительно кристаллографических направлений образца; б) концентрации примесей в образце; в) предварительного составивания.

В опытах использовали монокристаллы LiF (10^{-3} вес. %, Ca^{2+} , Mg^{2+}) и NaCl (10^{-5} – 10^{-2} вес. %, Fe^{2+} , Cr^{2+}). Размеры образцов $4 \times 10 \times 20$ мм. Эксперименты проводили при температуре 293 К на микротвердомере ПМТ–3 с различными инденторами: 1) индентор Виккерса ($\varphi = 136^\circ$), 2) острый индентор ($\varphi = 80^\circ$) Нагрузку на индентор изменяли в пределах $0,05 \leq P \leq 0,6$ Н. Состаривание кристаллов проводилось при температуре 373 К в течение 100 ч. Во всех опытах использовали свежие поверхности скола. Эксперименты проводили по следующей методике. Лезвием ножа с торцевой стороны кристалла вводили по (010) трещину. Вдоль линии предполагаемого русла трещины со стороны не разрушенной части кристалла индентором наносили отпечатки. Затем кристалл раскалывали ударом ножа в устье введенной макротрещины. Метод позволяет запустить трещину как через отпечаток непосредственно, так и на любом заданном от него расстоянии. Дислокационную структуру, формирующуюся вокруг отпечатка, выявляли методом избирательного травления. Измеряли и сравнивали длины локализованных полос скольжения по плоскостям $\{110\}_{90}$ и $\{110\}_{45}$ в деформированной области, прилегающей к отпечатку.

При ориентации $d \parallel \langle 100 \rangle$ (d – диагональ отпечатка) длина локализованных полос скольжения по плоскостям $\{110\}_{90}$ и $\{110\}_{45}$ на ~ 15 % больше величины аналогичных полос скольжения при ориентации $d \parallel \langle 110 \rangle$. Для монокристаллов NaCl (10^{-5} вес. %) величина локализованных полос скольжения по плоскостям $\{110\}_{45}$ и $\{110\}_{90}$ оказалась больше, чем для NaCl (10^{-2} вес. %), причем эта разница тем значительнее, чем больше нагрузка на индентор. Состаривание кристаллов NaCl (10^{-2} вес. %) привело к незначительному увеличению ($\sim 3 \div 6$ %) пластической деформации по плоскостям $\{110\}_{45}$ и $\{110\}_{90}$ для данного интервала нагрузок. Сравнительный анализ длин краевых и винтовых лучей дислокационной розетки на инденторируемой (100) и ей перпендикулярной (010) поверхностях показал, что для более острого индентора ($\varphi = 80^\circ$) наблюдается значительное увеличение размеров краевых лучей и уменьшение винтовых по сравнению с индентором Виккерса ($\varphi = 136^\circ$).

Экспериментально обнаружено, что для всех исследованных ЩГК величина пластической деформации по плоскостям $\{110\}_{45}$ в 1,2 раза больше деформации по плоскостям $\{110\}_{90}$ независимо от ориентации индентора, концентрации примесей и предварительной термической обработки образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173).

О МАКРОСКОПИЧЕСКОМ ОПИСАНИИ ДЕФОРМАТИВНОСТИ, ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ВОДОНАСЫЩЕННЫХ ГРУНТОВ ПРИ ЗАМОРАЖИВАНИИ И РАЗМОРАЖИВАНИИ

Федоровский Г.Д.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

G.Fed@pobox.spbu.ru

Известно, что вода (лед) и грунты в широком интервале значений температуры, особенно в условиях водонасыщения, при замораживании и размораживании, обладают нетривиальными термовязкоупругопластическими свойствами, с физическими (фазовыми, структурными) переходами. В работах по геокриологии отмечено, что для наиболее полного математического описания свойств таких сред необходимо применять концепции, учитывающие наследственный характер их поведения, основанные на линейном или нелинейном принципе суперпозиции механических откликов и повреждаемостей на воздействия, поскольку эти среды обладают «памятью» на воздействия, зависящей от их структуры, истории деформирования и наложения физико-химических полей. Следует также учитывать наследственный характер тепловой деформации усадки и набухания грунтов. Существуют различные способы суперпозиции деформативных, прочностных и других свойств грунтов в монотонных и немонотонных процессах, на основе математических моделей, определяющие параметры которых находятся из соответствующих опытов.

Одной из наиболее перспективных и эффективных модельных макроскопических идеологий, практически не применявшихся ранее для грунтов, но используемых для других сред, является эндохронная теория [2], основанная на применении собственного, внутреннего «времени», базирующаяся на экспериментально обоснованных физико-химико-механо - временных аналогиях (температурно-, влажностно-, концентрационно-, напряженно-, деформационно-, частотно-, и т.п.), позволяющая описывать поведение стабильных и стареющих (с изменяющейся структурой) сред при различных на них воздействиях, учитывать ускоренные и заторможенные отклики (упрочнение и разупрочнение). В наших работах показано, что при соответствующей нормировке параметров, уравнения ползучести, релаксации, достижения предела текучести и повреждаемости могут иметь вид унифицированных квазилинейных интегральных соотношений Больцмана-Вольтерра и Бейли в шкале эндохронного времени (нелинейность учитывается связью эндохронного и лабораторного времени в виде функции или интегрального функционала), предложены эндохронные критерии фазового перехода, наступления текучести и разрушения. Получены соотношения для случаев «простого» и сложного напряженного состояний изотропных и анизотропных сред с введением в общем случае соответствующих «времен» и их масштабов для шаровой и девиаторной части механических тензоров при изотропном варианте и анизотропных «времен» и масштабов - для анизотропного варианта, введением соответствующих мер повреждаемости. По полученным данным из опытов установлена связь масштабов собственного времени со строением материалов, их физическими (фазовыми, структурными) переходами. Проведены сопоставления эндохронного подхода и экспериментальных результатов для различных материалов при анализе вязкоупругопластических и прочностных свойств, показавшие его эффективность.

Рассмотрено применение этой, основанной на квазилинейной «памяти» и «внутреннем» времени сред, физической концепции для унифицированного макроскопического описания механического поведения водонасыщенных пород при различных физико-химико-механических воздействиях.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант НШ 2288.2003.1.

ДИФфуЗИОННО-ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ В КРИСТАЛЛАХ С ВЫСОКИМ БАРЬЕРОМ ПАЙЕРЛСА

Алехин. В.П., Пьен Й.С.*, Сонг Й.В.**

Московский государственный индустриальный университет
alekhin@msiu.ru

**Дизайн Мекка /Сан Мун университет, Асан, Южная Корея*

***Корейский институт науки и технологий, Сеул, Южная Корея*

Сущность диффузионно-дислокационного механизма микропластической деформации в области низких напряжений и температур заключается в том, что в поле приложенных внешних напряжений изменяется химический потенциал точечных дефектов (вакансий и междоузлий), и в материале возникают соответственно направленные диффузионные потоки. Последнее приводит к "конденсационному" механизму образования вакансионных петель и кластеров, а также к неконсервативному движению (переползанию) как ростовых, так и деформационных дислокаций под действием осмотических сил. В общем случае данная модель, подтвержденная рядом расчетных оценок, справедлива для всего объема деформируемого кристалла, однако в приповерхностных слоях и, особенно, в условиях циклического нагружения указанные процессы протекают более интенсивно вследствие того, что свободная поверхность является областью облегченного зарождения и стока точечных дефектов. Это приводит к тому, что при нагружении материала циклическими нагрузками в приповерхностных его слоях может быть реализована модель диффузионной накачки точечных дефектов со свободной поверхности кристалла с последующей конденсацией их на внутренних стоках и образованием дислокационных петель и кластеров.

Предложенные в работе физические представления о природе низкотемпературной микропластичности материалов в области низких величин напряжений позволили объяснить широкий спектр экспериментальных результатов, а также ряд ранее полученных и не нашедших строгого объяснения литературных данных: резкое снижение напряжений зарождения и размножения дислокаций при знакопеременных нагрузках; физическая природа интенсификации микропластического течения в поверхностных слоях материалов и последующего усталостного разрушения при циклических нагрузках; физическая природа легкодействующих поверхностных источников дислокаций; переползание участков дислокаций, выходящих на свободную поверхность; появление донорного (а в ряде случаев и акцепторного) эффекта при микродеформации; образование кластеров из точечных дефектов, приводящих к хрупкому разрушению полупроводниковых материалов после процессов низкотемпературной обработки (резка, скрайбирование, шлифовка, полировка и др.).

ПРИБОРНЫЙ КОМПЛЕКС И МЕТОДИКИ ДЛЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ, ИССЛЕДОВАНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ

Алехин В.П., Булычев С.И., Калмакова А.В., Узинцев О.Е.,
Пьен Й.С.*, Сонг Й.В.**

Московский государственный индустриальный университет
alekhin@msiu.ru

*Дизайн Мекка /Сан Мун университет, Асан, Южная Корея
**Корейский институт науки и технологий, Сеул, Южная Корея

Прибор работает по принципу вдавливания в поверхность испытываемого объекта жесткого наконечника (индентора) с непрерывной регистрацией и обработкой на компьютере диаграммы вдавливания “Нагрузка на индентор P – глубина отпечатка h – время t ”.

Метод позволяет:

- производить испытания на твердость, микротвердость и субмикротвердость в области малых и сверхмалых нагрузок для исследования свойств тонких поверхностных слоев, пленок, покрытий, отдельных фаз и др.;
- измерять величину невосстановленной микротвердости в процессе нагружения, при выдержке под нагрузкой и при ее снятии, а также при повторном нагружении отпечатка;
- оценивать упругие и релаксационные свойства материала по величине относительного упругого восстановления глубины отпечатка;
- испытывать материалы с плохой отражающей способностью поверхности, например, полимеры, а также материалы, у которых отпечаток очень сильно изменяет размеры после снятия нагрузки (резины, полупроводники, карбиды, нитриды и др.).

Разработанные методики и компьютерная обработка диаграмм вдавливания позволяет, кроме того, определять следующие характеристики материала:

- модуль Юнга, пределы текучести и прочности, равномерное удлинение;
- гистерезисные потери и демпфирующие свойства материала;
- прочность и энергию адгезии покрытий – двух основополагающих параметров; таких композиций;
- изучение эксплуатационных свойств готовых деталей малых размеров (приборостроение, микроэлектроника);
- вязкость разрушения и эффективную поверхностную энергию;
- структуру материала и распределение частиц фазы (или пор) по размерам и их объемную долю;
- зависимость механических свойств от скорости деформации;

контролировать и оптимизировать наукоемкие технологии при решении задач повышения надежности, долговечности, эффективности и мощности различных образцов техники.

РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И КОБАЛЬТА

Хмелевская В.С.*, Крапошин В.С.**, Малышкин В.Г.*, Антошина И.А.*

* *Обнинский государственный технический университет атомной энергетики*

** *Московское высшее техническое училище им. Н.Э.Баумана*

khamel@iate.obninsk.ru

Исследовалась кристаллизация аморфных сплавов на основе железа ($\text{Fe}_{67}\text{Cr}_{18}\text{B}_{15}$) и кобальта ($\text{CoFe}_{5.6}\text{Si}_{8.5}\text{B}_{2.2}$ – КСР; $\text{CoFe}_{4.3}\text{Si}_{7.2}\text{Cr}_4\text{B}_{2.5}$ – КХСР; $\text{CoFe}_{3.6}\text{Si}_{2.7}\text{Mn}_{3.5}\text{B}_{3.5}$ – КГСР), полученных закалкой из жидкого состояния, после облучения в ускорителе ионами аргона с энергией 30-50 кэВ до доз $(0.5 - 1.5) \cdot 10^{18}$ ион/см² при различных температурах мишени (20-600⁰С). Для сравнения те же сплавы подвергали отжигу в вакууме при температурах 20-700⁰С в течение 1 часа.

Как показывают данные рентгеновской дифракции, при радиационно-индуцированной кристаллизации ее начало сдвигается на 200-300⁰С в область более низких температур по сравнению с кристаллизацией при термической активации. Такая величина сдвига приводит к мысли, что облучение не просто интенсифицирует распад стеклообразного состояния, а изменяет схему фазообразования, например, через формирование атомных кластеров с участием радиационных дефектов.

Экспериментально обнаружено, что превращения в аморфных сплавах существенно зависят от их химического состава. Так, в базовом сплаве (КСР) кристаллизация начинается с образования кристаллических зародышей боридов кобальта, в то время как в сплавах с добавками хрома и марганца (КХСР и КГСР) вначале из аморфной матрицы начинают выделяться кристаллические зародыши твердого раствора кобальта, что может быть связано с перераспределением атомов бора в присутствии хрома и марганца. Кроме того, при кристаллизации кобальтовых сплавов в некоторых случаях зарегистрировано, кроме стабильных и метастабильных боридов и силицидов, выделение Франк-Касперовых фаз или квазикристаллов.

При кристаллизации происходило сильное упрочнение, причем максимальным оно было в аморфно-кристаллическом состоянии (при температурах облучения, превышающих температуру кристаллизации, определенную по картине рентгеновской дифракции). По-видимому, это связано с определенным размером кристаллических зародышей, армирующих матрицу.

При пострadiационном отжиге некоторых аморфных кобальтовых сплавов в температурном интервале между радиационно-индуцированной кристаллизацией и температурой, при которой должна начинаться термически активируемая кристаллизация, наблюдались явления “возврата” к аморфному состоянию, причем и здесь поведение сплавов при пострadiационном отжиге оказывалось существенно связанным с составом сплава. Очевидно, в этом случае также возникают различные равновесия аморфная матрица - кристаллический зародыш, зависящие от природы атомов сплава и присутствия радиационных дефектов.

АМОРФНЫЕ ХИМИЧЕСКИЕ НИКЕЛЕВЫЕ ПОКРЫТИЯ – СОСТАВНАЯ ЧАСТЬ УСТРОЙСТВ ВОДОРОДНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Чертов В.М.

ДонИФЦ, Москва
chertovv@mail.ru

Переход к экологически и экономически более обоснованной, чем нынешняя, альтернативной энергетике, прежде всего, водородной, предусматривает применение материалов, более стойких по отношению к водороду, с повышенным сопротивлением охрупчиванию, индуцированному образованию в сплавах хрупких составляющих, водородной и стресс-коррозии. Условия получения, хранения водорода и протекания химических реакций с его участием могут существенно различаться между собой. Применение газообразного водорода в неблагоприятном температурном интервале – от 220 К до 370 К – даже при небольшом давлении может спровоцировать хрупкие разрушения изделий из большинства сталей и сплавов, тем более, высокопрочных [1,2]. Один из способов предотвращения подобных ситуаций – применение защитных (барьерных) металлических покрытий, которые, в процессе их нанесения, отличаются малым наводороживанием и при прогреве легко отдают водород. Речь идет об аморфных химических покрытиях из никеля или его сплавов. Плотные покрытия никель-фосфор или никель-бор толщиной до 30- 40 мкм и более получают по новым технологиям из стандартных растворов с добавлением стабилизаторов, не допускающих затухания реакции осаждения. При толщине покрытия более 9 мкм сплавы рентгеноаморфны [3]. Сплав с такой структурой меньше, чем сплав с кристаллической структурой, насыщается водородом и при нагреве до 600- 620 К не кристаллизуется, т.е. сохраняет нужные свойства. Важнейшим преимуществом слоя никеля является хорошее сцепление с большинством сталей и сплавов, в том числе, титановых, и превосходная кроющая и рассеивающая способность раствора химического никелирования. Однако обезводороживание никелевого покрытия еще не гарантирует от повторного наводороживания покрытия и частей водородного тракта при контакте с водородом в процессе эксплуатации объекта энергетики, например, автомобиля на топливных элементах. Поэтому на подслое никеля нужно наносить еще слой металла, не пропускающего водород к слою никеля и к основе. Это слой серебра или золота толщиной 1-3 мкм. Технология его нанесения хорошо отработана [4] и окупается защитой от водородной деградации. Такой двойной слой надежно гарантирует защиту изделий от взаимодействия с водородом [5].

1. В.И.Ткачев, В.И.Холодный, И.Н, Левина. Работоспособность сталей и сплавов в среде водорода. Львов.:1999.Вертикаль. С.194-200.
2. В.Г.Гаврилюк, В.Н.Шиванюк. Механизм водородного охрупчивания аустенитных сталей // Тез. докл. «Бернштейновские чтения» М.: 2001. МИСиС. С.10.
3. А.В.Звягинцева, А.И.Фаличева. Физико-механические свойства никелевых покрытий, легированных бором // Гальванотехн. и обраб. поверхн. 1997. Т.V. №2..24-31.
4. Б.Г.Карбасов, Л.Е.Устиненкова. Электрохимические и химические покрытия, содержащие благородные металлы. // Тез. докл. Межд. конф. «Электрохимия, гальванотехника и обработка поверхности». М.:2001. РХТУ. С.55.
5. О.Н.Железняк, Б.М.Громыко, М.В.Зайцев Структурные изменения в гранулированном жаропрочном никелевом сплаве ЭП741НП под воздействием водорода // Митом.2003.6.23-25.

ОПТИМАЛЬНАЯ ГРАДИЕНТНАЯ СТРУКТУРА ЦЕМЕНТОВАННОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Чертов В.М.

ДонИФЦ, Москва
chertovv@mail.ru

Высокая износостойкость и долговечность зубчатых зацеплений достигается за счет упрочнения поверхностного слоя. В поверхностном слое толщиной 0,6- 2,4 мм и более создается градиент концентрации углерода с формированием ряда структур, состоящих, после окончательной термической обработки, из определенных фаз. Это аустенит, мартенсит, карбиды легирующих элементов и тростит. Общими для нормативных документов положениями, подтвержденными многолетней практикой целого ряда отраслей промышленности, являются следующие: необходимо в поверхностном фильме цементованного слоя иметь мелкоигльчатый мартенсит; карбиды – в ограниченном количестве и глобулярной формы; остаточный аустенит – в ограниченном количестве; тростит – в незначительном количестве. Для количественной оценки структурных составляющих есть шкалы, которыми, в баллах или в процентах, определяется качество поверхностного слоя. Обязательной оценочной характеристикой является твердость поверхности. Согласно нормативам последних лет, критерием толщины слоя является значение так называемой эффективной толщины, соответствующей твердости HV 550. Установленная ранее обратная зависимость твердости от количества остаточного аустенита в последнее время откорректирована: наличие его в поверхностном фильме до 50% способствует прирабатываемости и повышает долговечность, если аустенит – нестабильный, образовавшийся при непосредственной закалке после цементации. Такой аустенит легче переходит в мартенсит при дробенаклепе – сравнительно новой операции обработки закаленных изделий. Если такое содержание аустенита не ведет к падению твердости поверхности ниже 59 HRC, оно вполне допустимо. В автотракторной промышленности применяются мало легированные стали типа 18ХГТ, и при их закалке часто образуется сетка тростита, Для высоконагруженных колес гусеничных и горнодобывающих машин образование в цементованном слое троститной сетки недопустимо, оно является признаком низкой скорости закалки и пониженной прочности. Оптимальная градиентная структура цементованного слоя представляется ныне в таком виде: у самой поверхности – мелкоигльчатый мартенсит с небольшим количеством глобулярных карбидов и небольшим же количеством остаточного аустенита; далее следует зона «чистого» мартенсита до конца эффективной толщины; затем – переходная зона от мартенситной структуры к структуре сердцевины. Для массового производства выгодны и технически осуществимы непосредственная закалка сравнительно небольших изделий с цементационного нагрева в проходных печах и низкий отпуск. Для крупномодульных шестерен из высокопрочной стали типа 20Х2Н4А, после длительной цементации на значительную глубину, охлаждение производится на воздухе. При этом в слое образуются стабильный остаточный аустенит в чрезмерном количестве, крупноигльчатый мартенсит и даже карбидная сетка. Для исправления структуры и подготовки ее к закалке нужны нормализация, высокий отпуск, а в ряде случаев – и обработка холодом после закалки. Ныне оптимальная структура легче получается после ионной или вакуумной цементации за счет уменьшения выдержки и благоприятного градиента концентрации углерода по толщине.

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИИ ПРИ 77 И 300 К И ТЕРМООБРАБОТОК

Неклюдов И.М., Соколенко В.И., Стародубов Я.Д., Хаймович П.А.

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

На пути создания новых материалов с заданными физико-механическими свойствами, помимо активно развиваемых новых технологий, существуют еще не реализованные в полной мере возможности и в области улучшения свойств традиционных материалов нетрадиционными способами. Одной из них является низкотемпературная квазигидроэкструзия (КГЭ) – метод пластического деформирования материалов в условиях всестороннего сжатия при криогенных температурах [1]. Этот метод позволяет получать в металлах специфические дефектные структуры, обеспечивающие высокий уровень механических характеристик [2].

В докладе представлены результаты исследований по развитию метода низкотемпературной квазигидроэкструзии применительно к широко распространенным конструкционным материалам, в частности, склонных к фазовым превращениям в процессе деформации. Объектом исследований являлась аустенитная сталь X18H10T. Гомогенизированные заготовки деформировались квазигидроэкструзией при 77 и 300 К с использованием разработанных оригинальных устройств. Получены данные о степени однородности упрочнения по сечению деформированных образцов. Установлен диапазон степеней деформации, в котором предпочтительно реализовывать процесс КГЭ. Структурные исследования показали, что в образцах, деформированных при 77 К, объемное содержание мартенситной фазы превышает 90 %, что существенно выше, чем в образцах, деформированных КГЭ при 300 К. Для последних характерна смешанная аустенитно-мартенситная структура. При снижении температуры КГЭ степень дисперсности мартенситной фазы повышается.

Прочностные характеристики при 300 К образцов после КГЭ при 77 К достигают ~ 1600 – 1700 МПа, что в ~ 1,7 раза выше, чем после КГЭ при комнатной температуре. Последующие отжиги приводят к дополнительному росту предела прочности, достигающему при оптимальной температуре ~ 2000 МПа.

Обсуждаются особенности формирования структурного состояния в аустенитной стали в процессе низкотемпературной деформации квазигидроэкструзией, а также при последующем старении деформационного мартенсита. Анализируется связь характеристик прочности и пластичности со структурным фактором.

Работа выполнена в рамках проекта №1760 Научно-технологического центра Украины.

1. Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович. Проблемы прочности, №10, 1975, с.116-117.
2. И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, П.А. Хаймович. Металлофизика **10**, №3, с.97-100.

СТРУКТУРА ЯДРА ДИСЛОКАЦИЙ И ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ Ti_3Al ПРИ БАЗИСНОМ И ПРИЗМАТИЧЕСКОМ СКОЛЬЖЕНИИ

Карькина Л.Е., Яковенкова Л.И., Рабовская М.Я.

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

Тип температурной зависимости деформационных характеристик интерметаллидов определяется особенностями расщепления сверхдислокаций, их подвижностью, возможностью превращения в заблокированные конфигурации. Многообразие планарных дефектов, различные соотношения между их энергиями приводят к появлению нескольких типов расщепления сверхдислокаций. В настоящей работе с использованием компьютерного моделирования изучены особенности структуры ядра a -сверхдислокаций с вектором Бюргерса $1/3\langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$ в плоскостях базиса и призмы в Ti_3Al . Исследование проводилось методом молекулярной динамики. Использовались N -частичные потенциалы межатомного взаимодействия, полученные нами на основе метода “погруженного атома” для Ti_3Al . Рассмотрены a -сверхдислокации, расщепленные на две $1/6\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ дислокации, с образованием полосы антифазной границы. Исследованы сверхдислокации винтовой и краевой ориентаций.

Анализ результатов компьютерного моделирования сверхдислокаций показал, что в плоскости призмы I типа ядро сверхдислокации является плоским, что предполагает низкое значение напряжения Пайерлса для начала движения сверхдислокации, обеспечивая ее высокую подвижность в плоскости призмы. В плоскости базиса заметные (по сравнению с рассчитанными в рамках теории упругости) изменения структуры ядра частичных дислокаций наблюдаются только для сверхдислокации винтовой ориентации. Структура ядра сверхдислокаций других ориентаций остается плоской. Для винтовой сверхдислокации после релаксации ядро каждой из частичных дислокаций Шокли приобретает заметные смещения в призматической плоскости ($0\bar{1}10$), распределенные на 2-3 межплоскостных расстояния.

Внешнее напряжение и напряжения, действующие на дислокацию в полосе скольжения, могут изменять структуру ядра дислокации. Для Ti_3Al эти напряжения могут как способствовать, так и препятствовать процессу рекомбинации и поперечного скольжения сверхчастичной дислокации в плоскости базиса, что зависит от соотношения между компонентами напряжений, действующих в плоскости базиса и призмы. Если напряжения, действующие со стороны других дислокаций в полосе скольжения, способствуют увеличению ширины расщепления частичной дислокации Шокли в плоскости призмы, процесс рекомбинации и поперечного скольжения затруднены. Если напряжения в плоскости призмы малы, тогда возможен процесс термически активированного поперечного скольжения a -сверхдислокаций. Когда суммарное напряжение, действующее в плоскости призмы велико, возможно расщепление каждой из частичных дислокаций Шокли в плоскости призмы с образованием дислокационного барьера. В свою очередь это изменяет характер взаимодействия сверхдислокации с другими дислокациями в полосе скольжения. В работе предложен механизм образования микротрещин сдвигового типа при коалесценции винтовых сверхдислокаций в полосе скольжения в плоскости базиса в Ti_3Al . Возможность образования микротрещин такого типа является одной из причин существенно более низкой пластичности монокристаллического Ti_3Al , ориентированного для базисного скольжения по сравнению с призматическим скольжением.

АНОМАЛИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ Ti_3Al ПРИ ПИРАМИДАЛЬНОМ СКОЛЬЖЕНИИ И СТРУКТУРА ЯДРА СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ

Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е., Рабовская М.Я.

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

В работе изучена структура ядра $2c+a$ сверхдислокаций в плоскостях пирамиды I типа ($\bar{2}021$) и II типа ($11\bar{2}1$) в скользящих конфигурациях и в конфигурациях, которые могут быть охарактеризованы как дислокационные барьеры. Компьютерное моделирование структуры ядра различного типа дислокаций было проведено методом молекулярной динамики с использованием N-частичных потенциалов межатомного взаимодействия для Ti_3Al . Необходимость проведения компьютерных расчетов связана с тем, что к настоящему моменту накоплен большой объем экспериментальных данных о существовании сильной ориентационной зависимости предела текучести σ_y монокристаллического Ti_3Al , сложной геометрии скольжения, а также различной температурной зависимости деформационных характеристик. Наличие скользящих и заблокированных конфигураций дислокаций краевой и винтовой ориентаций в плоскостях пирамиды I и II типа в Ti_3Al подтверждается электронно-микроскопическими исследованиями. Однако, имеющиеся к настоящему времени экспериментальные данные не могут дать детальной информации о тонкой структуре ядра $2c+a$ сверхдислокаций в плоскостях пирамиды и не позволяют прояснить механизм дислокационных превращений, ответственных за особенности деформационного поведения Ti_3Al .

Результаты компьютерного моделирования показали, что ядро винтовой $(c+a/2)$ -сверхчастичной дислокации в плоскостях пирамиды I и II типа имеет непланарную структуру, как в исходной скользящей конфигурации, так и в конфигурации дислокационного барьера, и характеризуется распределением смещений одновременно в плоскостях пирамиды I и II типа и призмы. Таким образом, по результатам компьютерного моделирования можно сказать, что сверхчастичная дислокация винтовой ориентации в плоскостях пирамиды испытывает спонтанную блокировку. Полученная особенность структуры ядра винтовой сверхдислокации может объяснять высокие значения предела текучести для рассматриваемой ориентации монокристалла Ti_3Al в пирамидальных плоскостях.

Ядро краевых сверхдислокаций в скользящей конфигурации является планарным, т. е. область максимальных смещений локализована вблизи плоскостей пирамиды I и II типа, содержащих антифазную границу. Структура дислокационных барьеров на сверхдислокациях краевой ориентации характеризуется расщеплением одной из сверхчастичных дислокаций в плоскости базиса, тогда как другая сверхчастичная дислокация и полоса антифазной границы расположены в плоскости пирамиды. Механизм термоактивированного превращения сверхдислокаций предполагает наличие скользящих и заблокированных дислокационных конфигураций, а также более низкое значение энергии дислокационного барьера по сравнению с энергией скользящей дислокации. Наши расчеты показывают, что для краевой $2c+a$ сверхдислокации это соотношение выполняется для плоскостей пирамиды I и II типа.

На основе модели термоактивированного превращения скользящих краевых $2c+a$ сверхдислокаций в дислокационный барьер в плоскостях пирамиды дано объяснение аномальной температурной зависимости предела текучести монокристаллического Ti_3Al при ориентации оси сжатия вблизи направления $[0001]$.

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА И ВАНАДИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТЕРМОСТОЙКОГО ЧУГУНА ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ НА ОАО «ЗСМК»

Лубяной Д.А., Требинская В.В.

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк, Россия
lubyanoi_da@zsmk.ru

Влияние ванадия и марганца необходимо рассматривать совместно, введя понятие марганцевый эквивалент $M_{эв} = Mn + 3V$. Было оценено влияние марганцевого эквивалента на микроструктуру чугуна индукционной плавки. Статистическая обработка для чугунов с содержанием кремния 1.8-2.0% и 0.8-1.1% позволила выявить зависимости влияния марганцевого эквивалента на количество междендритного графита $K_{мд}$,% в структуре чугуна в следующем виде:

$$K_{мд} = 343.24 M_{эв} - 273.65 \quad R = 0.993 \quad (1)$$

Для чугунов с содержанием кремния 0.8-1.1% данную зависимость можно представить в виде:

$$K_{мд} = 138.68 M_{эв} - 25.078 \quad R = 0.77 \quad (2)$$

Для экономнолегированных чугунов была выявлена также зависимость влияния марганцевого эквивалента на содержание цементита $K_{ц}$,% в структуре чугуна и размер включений графита $R_{вг}$ (в мкм) и размер перлитных $R_{пз}$ (в мм) и ферритных $R_{фз}$ зерен:

$$K_{ц} = 173.86 M_{эв} - 133.98 \quad R = 0.98 \quad (3)$$

$$R_{вг} = 323,15 - 311.2 M_{эв} \quad R = -0.68 \quad (4)$$

$$R_{пз} = -1.5631 M_{эв} - 1.9139 \quad R = -0.595 \quad (5)$$

$$R_{фз} = 3,0853 - 3.051 M_{эв} \quad R = -0.8406 \quad (6)$$

Была также установлена зависимость влияния марганцевого эквивалента на дисперсность перлита в чугуне индукционной плавки:

$$P_{д} = 2.3277 - 2.2339 M_{эв} \quad R = -0.8689 \quad (7)$$

где $P_{д}$ – расстояние между пластинами цементита, мкм.

Несомненно, что значение марганцевого эквивалента также сказалось и на эксплуатационной стойкости изделий, изготовленных из чугуна.

Стойкость St кузнечных изложниц ОАО «ЗСМК», полученных из чугуна индукционной плавки, в зависимости от марганцевого эквивалента, описывается следующим регрессионным уравнением :

$$St = 78.697 - 21.639 M_{эв} \quad R = -0.848 \quad (8)$$

Было выявлено, что содержание марганца в чугуне поддонов и изложниц необходимо корректировать, исходя из содержания ванадия, вносимого в чугун рудой. Исходя из вышеизложенного, было предложено ввести «плавающий» химический состав чугуна в зависимости от исходного содержания ванадия в чугуне по расплавлению. При содержании ванадия в чугуне 0.02-0.05%, выплавляемого методом переплава с термовременной обработкой боя изложниц, содержание марганца необходимо выдерживать в пределах 0.53-0.065%, а при содержании ванадия 0.06-0.08% содержание марганца должно быть 0.35-0.52%.

Данная работа проводится при содействии ИУС в рамках программы РОЛЛ-2000.

СТИМУЛИРОВАННОЕ МАГНИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ И ПЕРЕМЕННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХРОМА И СПЛАВА ВХ-2К

Неклюдов И.М., Соколенко В.И., Стародубов Я.Д.

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

Известно, что при $T < 320$ К в хроме протекают два магнитных превращения. При температуре Нееля ($T_N \approx 310$ К) происходит превращение пара- в антиферромагнитное состояние AF_1 , а при температуре $T_{sf} \approx 120$ К – ориентационный магнитный переход из антиферромагнитной модификации AF_1 в антиферромагнитную модификацию AF_2 . Согласно [1,2], наличие магнитной структуры и ее изменение под действием различных факторов может оказать существенное влияние на механические свойства магнитоупорядочивающихся металлов, в частности, антиферромагнетиков. В связи с этим в работе было проведено изучение многократных фазовых переходов хрома из парамагнитного состояния в антиферромагнитное состояние и обратно, а также влияние магнитных полей на прочностные характеристики и пластичность монокристаллов хрома и сплава ВХ-2К (Cr – 98,5; La – 0,3-0,4; Ta – 0,2-0,3; V – 0,4-0,5 вес.%).

Монокристаллы хрома с осью сжатия [110] подвергались многократному (300 циклов) термоциклированию по схеме $373 \leftrightarrow 77$ К со скоростью 100 град/с. В процессе одного цикла образцы претерпевали переход из парамагнитного в AF_1 и AF_2 состояния и обратно. Установлено, что такое воздействие вызывает увеличение запаса пластичности в области вязко-хрупкого перехода и приводит к снижению T_x на 20 К. Проведенные эксперименты позволяют заключить, что многократные фазовые переходы в хроме в указанном интервале температур влияют на распределение внутренних напряжений и приводят к частичной релаксации концентраторов напряжений, являющихся одним из источников возникновения трещин.

Предварительное воздействие на образцы из сплава ВХ-2К переменным магнитным полем ($H = 1,3$ кЭ, $f = 50$ Гц) при 77 К в течение 30 минут приводит к незначительному снижению их прочностных характеристик и к увеличению относительного удлинения с 16 до 32 %. Такое влияние воздействия магнитным полем, вероятнее всего, связано с релаксацией напряжений в местах их концентраций вследствие магнитострикционных эффектов. Согласно [3], магнитные фазовые переходы вызывают образование полидоменной структуры в антиферромагнитном состоянии, что может сопровождаться релаксацией напряжений путем микросдвиговой деформации, а также образованием доменов с двойниковыми ориентациями. Воздействие переменного магнитного поля реализует дополнительную микросдвиговую релаксацию концентраторов напряжений. Релаксация напряжений сопровождается возникновением свежих незакрепленных дислокаций, следствием чего и является наблюдаемые пластификация и уменьшение пределов упругости и текучести образцов, подвергнутых воздействию магнитного поля.

1. И.А. Гиндин, И.С. Лавриненко, И.М. Неклюдов. ФТТ **16**, 1663 (1974).
2. В.К. Аксенов, И.А. Гиндин, Е.В. Карасева, Я.Д. Стародубов. ФНТ **4**, 1316 (1978).
3. Л.М. Бакланова. Изменение структуры и физических свойств при фазовых превращениях в хроме. Автореферат канд. дисс. Киев, 1979.

ПРОЧНОСТЬ СТРУКТУРНЫХ СЛОЕВ В СЕЧЕНИИ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЫ

Чинокалов В.Я., Юрьев А.Б., Михаленко И.А., Мыскова Н.В.

ОАО “Западно-Сибирский металлургический комбинат”, Новокузнецк, Россия
chinokalov_vy@zsmk.ru

Технология производства стержневой арматуры номинальным диаметром 40 мм с пределом текучести не менее 500 МПа в условиях стана 450 ОАО “ЗСМК” включает термическое упрочнение раскатов из стали 18Г2С в линии прокатки по режиму прерывистой закалки. В результате такой обработки в сечении стержней формируется структурный композит, состоящий из поверхностного и переходного слоев и осевой зоны (рис. 1). Поверхностный слой глубиной ~3 мм состоит из продуктов отпуска мартенсита, переходный глубиной ~4,5 мм - из ферритокарбидной смеси и псевдоперлита (перлит с содержанием углерода меньше эвтектоидного). В центре стержней сохраняется структура феррита и сорбитообразного перлита.

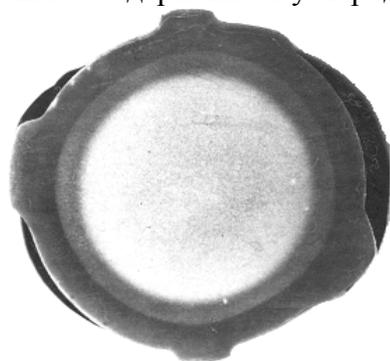


Рис.1. Макроструктура арматуры

Для исследования вклада отдельных структурных слоев в общий уровень прочностных свойств проведены испытания арматурных стержней на растяжение после удаления: 1) ребер жесткости, 2) поверхностного структурного слоя, 3) переходного слоя. Прочностные характеристики слоев определяли исходя из условия, что усилие разрыва целого стержня равно сумме усилий, необходимых для разрыва каждого отдельного слоя. Расчеты проводили по формуле: $\sigma_{уд} = (\sigma_{исх} \cdot f_{исх} - \sigma_{ост} \cdot f_{ост}) / (f_{исх} - f_{ост})$ (здесь: $\sigma_{уд}$ – временное сопротивление или предел текучести исследуемого структурного слоя; $\sigma_{исх}$ – временное сопротивление или предел текучести и $f_{исх}$ – площадь поперечного сечения стержня до удаления данного слоя; $\sigma_{ост}$ и

$f_{ост}$ – аналогичные характеристики стержня после удаления слоя).

Результаты расчетов приведены в таблице. Видно, что основной вклад в упрочнение вносят закалочные структуры – временное сопротивление поверхностного слоя в ~ 1,5 раза выше, чем осевой зоны. Величины пределов текучести отдельных слоев находятся в соотношении 1,0:0,82:0,70.

Т а б л и ц а. Прочностные характеристики структурных слоев

| Структурный слой | σ_b , МПа | σ_T , МПа |
|------------------|------------------|------------------|
| поверхностный | 801,8 | 624,2 |
| переходный | 665,9 | 515,8 |
| осевая зона | 544 | 430 |

Полученные экспериментальные результаты представляют не только самостоятельный научный интерес. Используя их совместно с данными модельных представлений о влиянии режимов прокатки и термического упрочнения на состав и толщину структурных слоев, можно прогнозировать конечные свойства арматурных стержней.

Корректность полученных результатов косвенно подтверждается результатами измерения микротвердости.

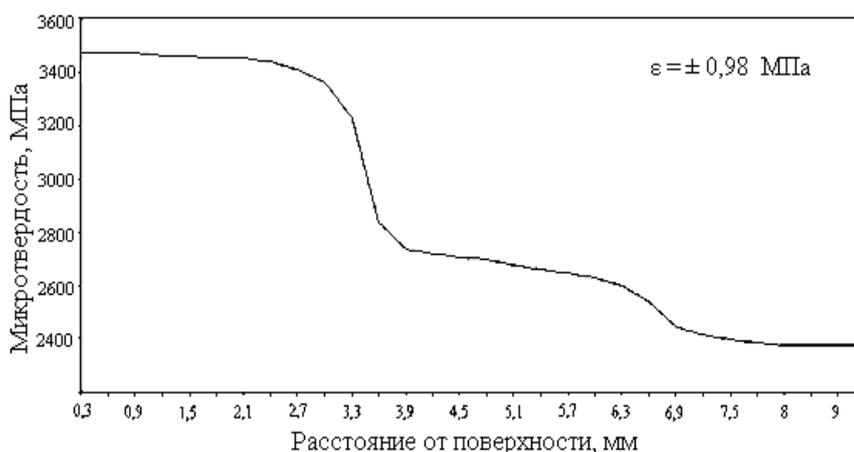


Рис.2. Распределение микротвердости по сечению арматурного стержня

На кривых распределения микротвердости по сечению стержней (рис. 2) выделяются три участка, длины которых соответствуют толщинам структурных слоев. Величины твердости слоев находятся в соотношении 1,0:0,79:0,73, которое практически совпадает с приведенным выше для предела текучести.

ВЛИЯНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННОЙ И ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭФФЕКТЫ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Беляев С.П., Волков А.Е., Лескина М.Л., Смертина М.В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
volkov@smel.math.spbu.ru

Экспериментально исследовано влияние пластической деформации, заданной в режиме кручения, на способность никелида титана к проявлению эффектов пластичности превращения, памяти формы и обратимой памяти формы под действием малых приложенных напряжений. Показано, что все названные эффекты мартенситной неупругости представляют собой суперпозицию данных эффектов в недеформируемом образце и эффекта обратимой памяти формы аустенитного типа (АОПФ), инициированного предшествующей пластической деформацией. В частности, в случае односторонней предварительной деформации, направленной в ту же сторону, что и приложенное напряжение, с ростом ее величины наблюдается уменьшение деформации пластичности превращения, причем температурная кинетика ее накопления приобретает двустадийный характер, такой, что на первой стадии изменение деформации соответствует реализации АОПФ, а на второй – пластичности превращения. Соответственно, уменьшается и величина эффектов однократной и обратимой памяти формы. Если же напряжение, создающее пластичность превращения, направлено противоположно предварительной деформации, то с ростом последней, в основном, происходит увеличение эффектов памяти формы. Знакопеременная пластическая деформация не влияет сколь угодно значительно на функциональные свойства сплава. Сделан вывод, что основным фактом, определяющим влияние пластической деформации на мартенситную неупругость в никелиде титана являются создаваемые ею ориентированные внутренние напряжения.

ВЛИЯНИЕ ВАКАНСИОННЫХ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ (УЛЬТРАЗВУКОВОЙ) ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЮ АНСАМБЛЕЙ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ

Степанов Ю.Н., Алехин В.П., Алымов М.И.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва, Россия
stepan@ultra.imet.ac.ru

Экспериментально, с помощью различных структурных исследований показано, что при высокочастотной (ультразвуковой) деформации кристаллических образцов около поверхности раздела (свободная поверхность, граница зерен) образуется скопление призматических дислокационных петель. При помощи численного моделирования установлено, что образование скопления дислокационных петель связано с диффузией вакансий с поверхности раздела, которая является источником и стоком вакансий "почти бесконечной" мощности.

Предложена модель диффузионной "накачки" точечных дефектов с поверхности раздела в условиях циклического деформирования.

Установлено, что около поверхности раздела возникает область вакансионного пересыщения. Избыточные вакансии группируются в дискообразные скопления и исчезают путем образования дислокационных петель. Вместо исчезнувших вакансий со свободной поверхности и границ зерен в кристалл поступают новые вакансии, что приводит к образованию новых петель и росту уже имеющихся. С увеличением размера петель и их плотности увеличивается величина возникающего в кристалле внутреннего напряжения, создаваемого ансамблем дислокационных петель.

Проведена оценка скорости роста петель и критической плотности дислокационных петель в скоплении, при которой возникают напряжения больше разрушающего значения. Установлено, что при ультразвуковом воздействии разрушение хрупких материалов из кремния и германия связано с образованием ансамблей дислокационных петель. Показано, что разрушение пластичных материалов не может быть связано с формированием скоплений дислокационных петель.

КАКИМ ОБРАЗОМ “КАПЛИ КАМЕНЬ ТОЧАТ”, А МЕТЕОРИТЫ – КРАТЕРЫ ДОЛБЯТ?

Пронин Г.М.

Мордовский государственный университет, Саранск, Россия
gpronin@yandex.ru

Контактная задача о соударении тел простой формы на основе представлений о сплошной среде математически полностью решена Г. Герцем. Однако полученные аналитические закономерности и, в частности, монотонно возрастающая зависимость напряжений в телах от времени удара, не объясняют ряд важных процессов. Например, образования цирков при ударе метеоритов о поверхность Луны или достаточно распро-

страненного в природе (и нашедшего в связи с этим свое выражение в поговорке “капли камень точат”) разрушения твердых тел от столкновения с жидкостями.

В работе подробно рассмотрены особенности соударения тел с учетом их атомной структуры и шероховатости поверхности. Наряду с упругостью, обращено внимание на смену атомных процессов деформации и разрушения, доминирующих в явлении столкновения, что позволило выделить в нем шесть стадий:

- Соприкосновения с установлением контактов энерго-информационного обмена между телами через отдельные пары атомов. Продолжительность стадии - t_1 достигает 10 – 20% от величины отношения межатомного расстояния к скорости сближения – v . Характерно то, что процесс не зависит от агрегатного состояния тел.

- Уплотнения пар взаимодействующих атомов и образования сплошных каналов связи, радиальная скорость роста которых превосходит скорость звука в телах - $v_{зв}$. Продолжительность стадии составляет $t_1 \leq t \leq Rv/2v_{зв}^2$, где R – локальный радиус поверхности в месте соприкосновения.

- Наложения волн напряжений, возникших при первых контактах на фронт расширяющихся каналов связи, переходящих в последующем в площадки соприкосновения. Процесс продолжается в интервале $(Rv/2v_{зв}^2) \leq t \leq (2Rv/v_{зв}^2)$, усиливает кумулятивную пелену и образует фестон разрушения в центре столкновения.

- Внедрения и разрушения тел на глубину шероховатости δ . Длительность этапа достигает $(2Rv/v_{зв}^2) \leq t \leq (\delta/v)$. Усредненные по площади соприкосновения интенсивность и значение точечных контактов на контурах площадок постепенно снижаются, хотя на них, как и ранее, происходит вырывание отдельных атомов.

- Распространения упругих напряжений на основной объем тел и превышение их над напряжениями, возникшими при точечных контактах на первых стадиях. С этого момента, при скоростях сближения, меньших скорости звука, напряжения в объемах возрастают, мало отличаясь от зависимости $\sigma = \sqrt{vt/R}$ в решении Г. Герца.

- Обратного движения или рикошета. Она начинается после достижения максимума упругой энергии сталкивающихся тел, когда предыдущую стадию можно считать завершенной. Эта стадия эффектна, если при максимуме упругой энергии скорость столкновения приближается к нулю. В противном случае упругая энергия неупорядочно преобразуется вместе с энергией движения в диспергирование тел.

В итоге проведенного анализа определены особенности столкновения тел, разделяющие режимы капли и метеорита. Если энергия движения рассеивается на первых трех стадиях, это режим капли. В данном случае разрушение сопровождается кумулятивной пеленой из атомов и их кластеров в пространстве угла по контуру соприкосновения. Если энергии движения достаточно для разрушения всего объема вещества внутри контура соприкосновения, имеет место режим метеорита. При этом масса кумулятивной пелены возрастает, она сметает все на своем пути, образуя подобные лунным плоские цирки и кратеры. Центральные горки возникают, как обычно, от гидроудара при схлопывании жидкой поверхности канала разрушения.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ И СВОЙСТВ МАГНИТОМЯГКИХ МАТЕРИАЛОВ С АМОРФИЗОВАННОЙ ФАЗОЙ

Аскинази А.Ю., Зворыгин Р.Г., Кузнецов П.А.

ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия
Zvorygin@list.ru

В работе представлены результаты исследования влияния способа получения нанокристаллического композиционного материала на его структуру, механические и высокочастотные магнитные свойства в диапазоне частот от 100 до 1000 МГц. Образцы для исследования представляли собой композиты «магнитный порошок + диэлектрик».

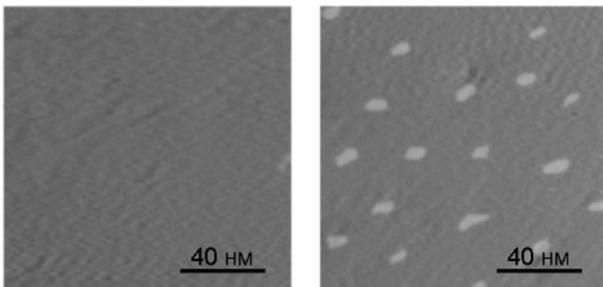


Рис.1. Карты изменения модуля упругости на свободной стороне ленты в исходном аморфном состоянии (слева) и после нанокристаллизационного отжига (справа).

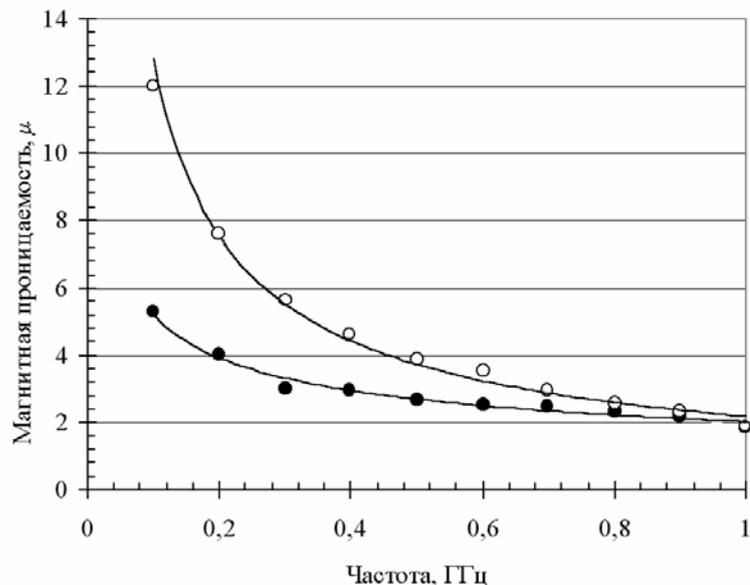
Для получения порошков использовались ленты магнитомягкого сплава системы FeCuNbSiB (АМАГ-200) в исходном аморфном состоянии и после нанокристаллизационного отжига. Порошки получали из лент методом дезинтеграторно-активаторного размола фракцией от 100 до 50 мкм.

Исследование структуры магнитомягкого сплава в аморфном и нанокристаллическом состояниях проводилось с использованием атомно-силового микроскопа (АСМ). По особенностям рельефа поверхности, картам изменения модуля упругости и нанотвердости проводилась

идентификация аморфной и нанокристаллической фаз (рис.1).

Экспериментально установлено, что величина модуля упругости нанокристаллической фазы превышает значение модуля аморфной в 1,5 - 2 раза. Средний размер нанокристаллитов в ленте после отжига составляет 10 - 15 нм. Увеличение их доли до 60 – 80 % приводит к повышению магнитных свойств композиционного материала более чем в 2 раза (рис.2). Результаты исследований показывают, что методы сканирующей зондовой микроскопии могут быть использованы для исследований нанокристаллической структуры магнитомягких материалов, дополняя экспериментальные данные, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

Рис.2. Изменение магнитной проницаемости композиционного материала в исходном аморфном состоянии (●) и после нанокристаллизационного отжига (○) от частоты



ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ ПЕНОПЛАСТА ПС-1 ПЛОТНОСТЬЮ 0,4 г/см³: ЭКСПЕРИМЕНТ, СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ, ПРОГНОЗИРОВАНИЕ

Ведерникова И.И.¹, Коршунов А.И.¹, Коновалов А.В.², Поляков Л.В.¹

¹Российский Федеральный Ядерный Центр ВНИИЭФ, г. Саров, Россия

²УрО РАН, Институт Машиноведения, г. Екатеринбург, Россия

ivi@astra.vniief.ru

Для расчета изделий из полимерных материалов, длительное время находящихся под воздействием статических нагрузок, необходимы знания о длительной ползучести и релаксации напряжений этих материалов. Эти сведения можно было бы получить по данным прямых испытаний, если бы не ряд трудностей. Наиболее существенной является длительность исследуемых процессов. Скорость данных процессов на установившихся участках настолько мала, что исследование 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 ранее построена структурно-феноменологическая нелинейная модель ползучести релаксирующих композиционных и полимерных материалов при одноосном сжатии [1,2]. Модель описывает стадии неустановившейся и установившейся ползучести и предназначена для оценки работоспособности конструкций в области сжимающих напряжений и прогноза ползучести и релаксации напряжений при длительном сроке эксплуатации изделий. При построении модели для стадии установившейся ползучести приняли некоторую зависимость скорости деформации ползучести от напряжения. Превышение скорости ползучести на первой стадии над скоростью установившейся ползучести учли добавкой.

В данной работе показана идентификация параметров структурно-феноменологической модели ползучести по экспериментальным данным по исследованию ползучести и релаксации напряжений для пенопласта ПС-1 плотностью 0,4 г/см³ при 2-х уровнях начального напряжения σ_0 : 4,3 и 6,4 Н/мм² и 2-х уровнях начальной деформации ε_0 : 0,83 и 1,25 %.

Используя рассчитанные параметры модели ползучести, для ПС-1 выполнено прогнозирование процессов ползучести и релаксации 90000 часов (~10 лет). Показано, что для данного материала за данный период времени релаксация напряжений при начальных деформациях ε_0 от 0,2 до 0,5% приведет к снижению напряжений – на ~7÷16%, а деформация ползучести ε_p при начальных напряжениях σ_0 от 0,5 до 1,5 Н/мм² составит ~0,06÷0,49%.

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.

ДИСЛОКАЦИОННАЯ РЕЛАКСАЦИЯ, ИНДУЦИРОВАННАЯ ЛОКАЛЬНЫМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ

Левин Д.М., Чуканов А.Н., Беляев В.В.

Тульский государственный университет, Тула, Россия.

levin@physics.tsu.tula.ru

Проведен критический анализ неупругих эффектов, возникающих при обратимом движении дислокаций в зонах с локально высоким уровнем внутренних напряжений у структурных дефектов. В температурном спектре внутреннего трения (ВТ) сталей различных классов и опытных сплавов выявлены релаксационные максимумы, возникающие при появлении структурных дефектов поврежденности и связанные с развитием индуцированных их напряжениями релаксационных эффектов. Предложен новый тип релаксационных критериев локального предельного состояния (ЛПС) в микрообъемах концентрации внутренних напряжений. Работоспособность релаксационных критериев ЛПС оценили в ходе исследований изменения дислокационной динамики при активном деформировании и наводороживании. Критические значения внешнего действующего фактора, необходимые для реализации ЛПС, полностью совпали со значениями, при которых формировались описанные неупругие эффекты. Дополнительный анализ позволил непротиворечиво связать стадийность развития деформационного упрочнения и деструкции с поведением релаксационных критериев. Выявлены общие закономерности параметров деструкции, деформационного упрочнения и релаксационных критериев ЛПС от действующего фактора.

Для подтверждения общего характера выявленных закономерностей развития ЛПС и инициированных им неупругих (релаксационных) эффектов изучали состояние сталей промышленных объектов. Использовали образцы труб действующих продуктопроводов объединения «Славнефть», а также тяжело нагруженных деталей подъемно-транспортного оборудования.

Исследования 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 дефектов водородной и усталостной повреждаемости.

Эксплуатационные воздействия формировали в спектре ВТ сталей максимумы идентичные описанным выше, что свидетельствовало о развитии структурных дефектов. Получены регрессионные уравнения развития дефектов поврежденности от уровня механических свойств и срока службы промышленных объектов. Показана возможность прогнозирования масштабов накопления структурных дефектов на основе релаксационных критериев.

МЕХАНИЗМЫ САМОДИФФУЗИИ В ДВУМЕРНЫХ КРИСТАЛЛАХ МЕТАЛЛОВ

Полетаев Г.М., Старостенков М.Д., Пацева Ю.В.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия
genphys@agtu.secna.ru

Механизмов самодиффузии в металлах несколько. Ведущим механизмом, как известно, является вакансионный. Помимо него, различают: обменный двухатомный, обменный циклический, краудионный, междоузельный вытеснения [1]. Оценка энергии активации и вклада каждого механизма в общий процесс диффузии с помощью реального эксперимента является трудновыполнимой задачей. В этом случае оказывается полезным метод компьютерного моделирования, в частности, метод молекулярной динамики. С помощью наглядной визуализации динамики атомной структуры можно исследовать ведущие механизмы диффузии, а при удачном подборе потенциалов межатомных взаимодействий достаточно точно определить их энергию активации.

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики механизмов самодиффузии в двумерных кристаллах металлов. Подобное исследование в трехмерных металлах связано с трудностью визуализации динамики атомной структуры внутри расчетного блока. Исследования проводились для четырех металлов: Ni, Al, Cu, Au. Упаковка исследуемых двумерных металлов соответствовала плоскости [111] ГЦК решетки. Для описания межатомных взаимодействий использовались парные потенциалы Морза. В молекулярно-динамических экспериментах металлы нагревались до температур, составляющих 0,5-0,95 от температуры плавления. На границы расчетного блока накладывались периодические граничные условия.

Было обнаружено, что наибольший вклад в самодиффузию, после вакансионного, вносит механизм, заключающийся в образовании и аннигиляции пар Френкеля. По сути, он представляет собой обменный циклический механизм, но при этом может содержать в своем цикле от трех до нескольких десятков атомов. Возможны случаи, когда аннигиляции пары Френкеля не происходит, и оба дефекта мигрируют независимо друг от друга, причем междоузельный атом мигрирует быстрее вакансии. Меньший вклад в самодиффузию вносит двухатомный обменный механизм. Краудионный механизм, как показали исследования, не является обособленным, а принимает участие в других механизмах, например, в образовании пары Френкеля.

С помощью визуализации атомных смещений было обнаружено, что главную роль во всех перечисленных механизмах диффузии играют тепловые коллективные атомные смещения (ТКАС), представляющие собой согласованные упорядоченные смещения групп атомов. Ориентированы ТКАС преимущественно вдоль плотноупакованных направлений и являются причиной краудионных смещений атомов. Вакансионный механизм происходит при столкновении двух ТКАС [2]. Пара Френкеля образуется в результате пересечения краудионных смещений, спровоцированных ТКАС.

1. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978, 248 с.
2. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д., Пацева Ю.В. Исследование механизма самодиффузии в двумерных металлах// *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, 2004, №1, с.147-151.

ДИФФУЗИЯ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН В ДВУМЕРНЫХ МЕТАЛЛАХ

Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю., Старостенков М.Д.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия
genphys@agtu.secna.ru

Среди различных аспектов диффузии особое место занимает диффузия по границам зерен. Исключительный интерес исследователей к этому вопросу отчасти вызван тем, что диффузия по границам зерен протекает значительно интенсивней, чем по объему. Отношение коэффициентов диффузии по границе и по объему обычно имеет значение $D_{gp}/D > 10^5$ при $T < 0,6 \cdot T_{пл}$ [1-3]. При такой относительно высокой диффузионной проницаемости границы зерен играют одну из ведущих ролей в процессе диффузии в поликристаллах.

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики диффузии по границам зерен наклона в двумерных металлах. Исследования проводились для трех металлов: Ni, Al, Cu. Упаковка двумерных кристаллов соответствовала плоскости [111] ГЦК решетки. Для описания межатомных взаимодействий использовались парные потенциалы Морза. В молекулярно-динамических экспериментах металлы нагревались до температур, составляющих 0,3-0,95 от температуры плавления. На границы расчетного блока накладывались жесткие граничные условия.

В результате молекулярно-динамических экспериментов было обнаружено, что важную роль в диффузии по границам зерен играют избыточный свободный объем в ядрах зернограничных дислокаций и флуктуации местоположений самих ядер. С увеличением плотности дислокаций увеличивалась и скорость диффузии по границе. С помощью визуализации динамики атомной структуры были проведены исследования механизма диффузии. Вдоль границы, в направлении между ядрами зернограничных дислокаций механизм диффузии, в основном, заключается в циклическом обмене местами атомов между ядрами с участием вакансий, появление которых обусловлено избыточным свободным объемом в ядрах. Подобный обменный циклический механизм более вероятен при уменьшении расстояний между ядрами, что, в свою очередь, зависит от плотности дислокаций и от величины тепловых флуктуаций местоположений ядер. Диффузия атомов с межзеренной границы в объем зерен обусловлена в большей степени миграцией границы.

1. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978, 248 с.
2. Гупта Д., Кэмпбелл Д., Хо П. Диффузия по границам зерен. – В кн.: Тонкие пленки, взаимная диффузия и реакции. – М.: Мир, 1982, с.163-249.
3. Гуров К.П., Гусак А.М., Кондратьев В.В., Котенев Ф.А. К теории диффузии по границам зерен в металлах с мелкозернистой структурой// ФММ, 1986, т.62, №1, с.35-42.

МЕТОДИКА ИДЕНТИФИКАЦИИ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОСНОВЕ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, Россия

merson@infopac.ru

При решении ряда металлофизических задач в области физики прочности и пластичности часто возникает проблема идентификации процессов перестройки внутренней (дефектной) структуры материала непосредственно во время нагружения или эксплуатации последнего. Большинство существующих методов позволяет анализировать структуру либо «замороженную» (то есть структуру, которая имеет место после прекращения нагружения), либо в специально приготовленных образцах (например, в прозрачных кристаллах или тонких фольгах). Поэтому задача разработки эффективных методов контроля состояния материалов *in situ* – весьма актуальна.

В этом плане одним из наиболее перспективных является метод акустической эмиссии (АЭ), позволяющий посредством расшифровки ультразвуковых сигналов, испускаемых нагруженным материалом, судить о процессах дефектообразования. Однако широкое распространение этого высокочувствительного метода сдерживается из-за трудности разделения сигналов, вызванных различными, но одновременно протекающими в материале процессами, а также из-за сложности распознавания полезных сигналов на фоне шумоподобных помех. Принципиально данная проблема может быть решена на основе спектрального анализа регистрируемых сигналов АЭ, поскольку частотный спектр содержит важную информацию о масштабе и скорости протекания первичных процессов, являющихся источниками АЭ.

Нами предложено проводить оценку принадлежности сигналов АЭ к различным источникам излучения на основе "схожести" их кривых спектральной плотности. Для этого была разработана специальная методика цифрового распознавания спектральных образов. Применение разработанной методики в экспериментах с модельными медными сплавами позволили установить следующее.

1. Ход кривой деформационного упрочнения и поведение акустической эмиссии в твердых растворах на основе меди определяется соотношением трех основных факторов: величины твердорастворного упрочнения, ЭДУ и степени ближнего порядка. При этом влияние эффекта блокировки незначительно, а переход к площадке текучести связан с разрушением ближнего порядка
2. С ростом концентрации легирующих элементов и уменьшением размеров зерна прочностные и пластические свойства медных сплавов возрастают. Увеличение степени ближнего порядка приводит к удлинению стадии II деформационного упрочнения. При величине ЭДУ менее 20 мДж/м² уже на самой ранней стадии нагружения параллельно с деформацией скольжением может протекать деформация по механизму механического двойникования.
3. Сигналы АЭ от скольжения, механического двойникования и продвижения фронта двойникования имеют хорошо различающиеся по форме кривые спектральной плотности.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ БЕЗВАКАНСИОННОГО РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В ЛЕГИРОВАННЫХ ДВУМЕРНЫХ КРИСТАЛЛАХ Al И Ni

Старостенков М.Д., Кондратенко М.Б., Холодова Н.Б., Полетаев Г.М.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия
genphys@agtu.secna.ru

Методом молекулярной динамики исследуются процессы разупорядочения, имеющие место при высоких температурах в двумерных кристаллах Al, легированных атомами Al и кристаллах Ni, легированных атомами Al. Взаимодействие между атомами компонентов сплава задавались с помощью полуэмпирических потенциальных функций Морзе. Расчетный блок кристалла представлялся упаковкой, содержащей до 10^4 атомов, за пределами которого структура повторялась с помощью периодических граничных условий. Скорости смещения атомов в расчетном блоке кристалла в зависимости от температуры задавались в соответствии с распределением Больцмана. Компьютерный эксперимент показал, что в отсутствие вакансий и других дефектов в чистых кристаллах Al и Ni при температурах, близких к температурам плавления, возникают кольцевые переходы атомов по треугольникам, четырех, пяти, шести и более угольникам, а также краудионные переходы, сопровождающиеся выталкиванием атома в междоузлие.

При введении в решетку Al атома Ni, имеющего меньший размер, возникает область локальной деформации всестороннего растяжения, вблизи которой более вероятны диффузионные переходы. При введении в Ni атомов Al создаются локальные области всестороннего сжатия, препятствующие возникновению переходов.

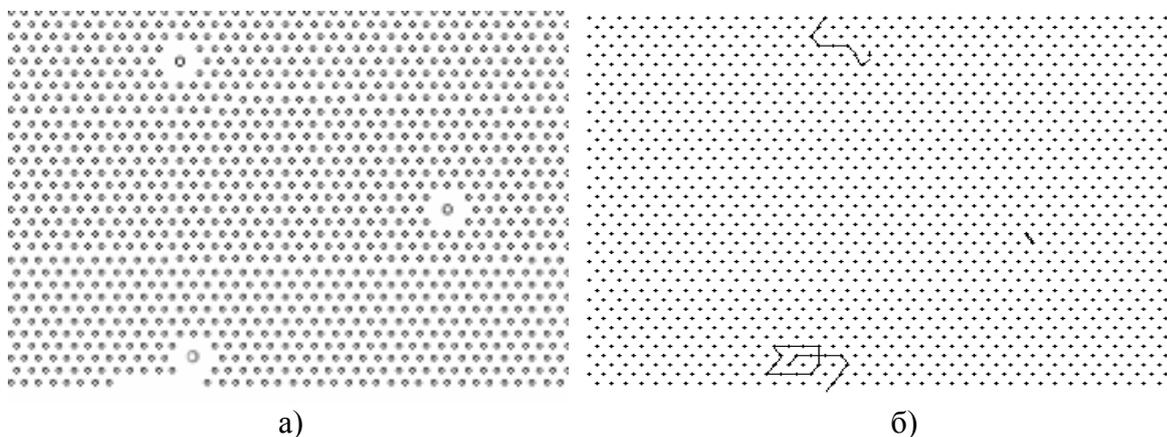


Рис.1. Двумерный кристалл Al, легированный атомами Ni: а) стартовая структура расчетной ячейки (дефекты замещения обозначены точками, обрaмленными светлыми окружностями); б) атомные смещения после эксперимента в течение 100 пс при температуре 1000 К и последующего охлаждения.

На рис.1(а) точками, обрaмленными светлыми окружностями, показаны положения легирующих атомов Ni в решетке Al. На рис.1(б) показаны траектории переходов атомов в решетке. Как видно из рисунков, перемещения атомов начинаются именно в областях деформаций всестороннего растяжения, вблизи дефектов замещения.

МЕХАНИЗМЫ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$, ПОДВЕРГНУТЫХ ИМПУЛЬСНОМУ РАЗОГРЕВУ

Старостенков М.Д. ¹⁾, Холодова Н.Б. ¹⁾, Кондратенко М.Б. ¹⁾,
Скаков М.К. ²⁾, Демина И.А. ²⁾

¹⁾ *Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия*

²⁾ *Восточно-Казахстанский государственный университет, Усть-Каменогорск,
Казахстан*

genphys@agtu.secna.ru

Методом молекулярной динамики исследуются возможные механизмы разупорядочения, которые могут иметь место при импульсном тепловом воздействии на кристаллическую решетку полностью упорядоченного сплава Cu_3Au и интерметаллида Ni_3Al .

Исследуемый блок кристалла представлялся двумерной упаковкой атомов, соответствующей сверхструктуре $L1_2$. Так как процессы диффузии в объемных кристаллах протекают преимущественно вдоль плотноупакованных направлений, моделируемый блок кристалла соответствовал упаковке атомов плоскости $\{111\}$ сверхструктуры $L1_2$. За пределами расчетного блока, кристалл повторялся с помощью периодических граничных условий. Упаковка атомами кристалла представлялась идеальной.

Импульсный разогрев кристалла осуществлялся в интервалах компьютерного эксперимента длительностью от 10 до 100 пс до определенной температуры и последующего охлаждения.

В результате компьютерного эксперимента было обнаружено, что в зависимости от температуры и длительности разогрева кристалла действуют основные механизмы разупорядочения. При температурах разогрева, предшествующих температуре плавления, обнаружен кольцевой механизм переноса атомов в кристаллической решетке, действующий по подрешеткам атомов Cu и Ni в исследуемых сплавах. При температурах, соответствующих температуре плавления и выше, в результате импульсного разогрева начинают работать краудионный механизм разупорядочения, кольцевой механизм разупорядочения и механизм, при котором в структуре исследуемого материала наблюдается пара точечных дефектов – вакансия и межузельный атом.

Все обнаруженные механизмы вносят определенный вклад в процесс разупорядочения и в значение такого интегрального параметра, как коэффициент диффузии. С ростом температуры и продолжительности импульсного воздействия на материал увеличивается концентрация и мощность (число атомов, участвующих в коллективных тепловых смещениях) краудионов и их вклад в процесс разупорядочения. С ростом температуры воздействия на материал выявлено разнообразие кольцевых механизмов диффузии, приводящих к разупорядочению сплава, в том числе, возрастает число атомов, вовлекаемых в кольцевой механизм диффузии. При более высоких температурах начинает работать механизм, при котором образуются пара Френкеля, которая вносит основной вклад в процесс разупорядочения. При таких температурах наличие вакансии и межузельных атомов является элементом самоорганизации структуры материала, как ответ на внешнее импульсное тепловое воздействие. С ростом температуры импульсного разогрева возрастает концентрация подобных дефектов и их роль в ускорении процесса разупорядочения сплава.

ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Гурьев А.М., Старостенков М.Д., Земляков С.А.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул
genphys@agtu.secna.ru

Для улучшения структуры сплавов и повышения их механических свойств разрабатываются различные виды термической обработки, основанные на использовании циклических тепловых воздействий, получивших название термоциклической обработки (ТЦО). Однако отсутствие обоснованных представлений о механизме формирования комплекса оптимальных свойств в процессе ТЦО создало условия нерационального выбора и, зачастую, неэффективного использования потенциальных возможностей перспективного метода упрочнения сталей и сплавов.

Противоречивое понимание взаимного влияния различных параметров термоциклирования (температура в цикле, скорость нагрева и охлаждения, количество термоциклов и др.) создало предпосылки для применения широкого спектра способов ТЦО, отличающихся не только принципом воздействия на структуру (с полными фазовыми превращениями, с частичными или без таковых), но, и, самое главное, различающихся до 20 - 50 раз энергозатратами для получения необходимого результата.

Нами разработана новая высокоэффективная технология термического упрочнения инструментальных сталей на основе установления обобщенного механизма формирования их структуры и свойств в процессе окончательной термоциклической обработки.

Более полное (с использованием тонких методов исследований) изучение кинетики формирования окончательной структуры углеродистых сталей в процессе проведения ТЦО позволило предложить обобщенный механизм формирования структуры и свойств этих сталей при окончательной ТЦО. Понимание механизма формирования свойств и структуры, их определяющей, позволяет сформулировать принципы и возможные направления оптимизации параметров ТЦО в целях повышения качества сталей, стабилизации их свойств и повышения эксплуатационной стойкости.

Изучено влияние параметров высокотемпературной ТЦО с неполными фазовыми превращениями на структуру и физико-механические свойства инструментальных сталей. Проведена оптимизация режимов окончательной термоциклической обработки для углеродистых и легированных сталей У8А, У10, 9ХС, Х12Ф1 и др.

Построены математические модели, связывающие технологические факторы ТЦО (температура нагрева и охлаждения, время выдержки при этих температурах, скорость нагрева и охлаждения) со структурой и механическими свойствами наиболее широко применяемых углеродистых и легированных инструментальных сталей. Математические модели отчетливо выявили те параметры ТЦО, которые наиболее сильно влияют на механические свойства, а также эффекты их взаимодействия. Установлено, что основными критериями, определяющими пластичность и ударную вязкость эвтектоидной стали, являются температура в термоцикле и время выдержки при максимальной температуре.

Исследования показали, что повышение ударной вязкости при сохранении твердости образцов из стали Х12Ф1, обработанных по оптимальным режимам высокотемпературной термоциклической обработки с неполными фазовыми превращениями, происходит уже после двух термоциклов в 1,6 – 2,5 раза.

Разработанная технология термической обработки инструментальных сталей защищена тремя патентами России на изобретение.

ПЕНТАГОНАЛЬНЫЕ НАНОТРУБКИ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Викарчук А.А., Ясников И.С., Довженко О.А.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,
yasn@infopac.ru

Частицы с пентагональной симметрией, запрещенной законами классической кристаллографии, интенсивно изучаются на протяжении последних десятилетий [1, 2]. Проведённые нами в последнее время эксперименты показывают, что варьируя условия электроосаждения и тип подложки, удаётся получить пентагональные кристаллы меди с поперечными размерами от 1 до 300 мкм и разным габитусом. При этом среди полученных объектов выделяется, по крайней мере, восемь видов пентагональных кристаллов, различающихся между собой внешней формой, размерами и внутренним строением, причем каждый из видов образуется в довольно узком диапазоне плотностей тока и на подложках определенного типа.

Среди многообразия полученных пентагональных кристаллов в настоящее время, как научный, так и практический интерес представляют полые нитевидные пентагональные кристаллы (рис. 1). Кристаллы в виде пентагональных трубок, имеющих на 1 г веса площадь более 300 м², могут использоваться в качестве электродов при производстве микроаккумуляторов и конденсаторов, при создании фильтров, например, для очистки крови, и изготовлении сосудов для хранения сжиженных газов, для создания микрочипов и электронной аппаратуры.

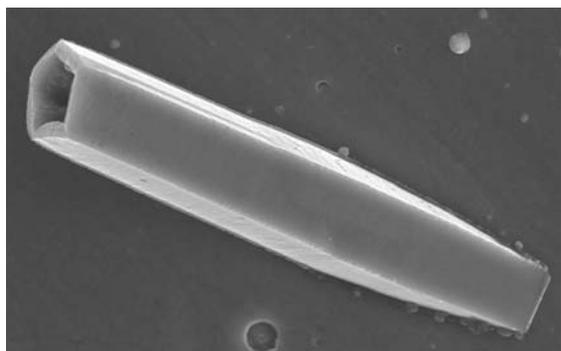


Рис. 1.

1 мкм

Формирование полости в нитевидном пентагональном кристалле впервые было теоретически предсказано в работе [3] и описано с позиции теории дисклинаций в работе [4].

Но, поскольку растущий в процессе электроосаждения кристалл является открытой системой, то формирование полости в нитевидном пентагональном кристалле можно также рассматривать с позиций неравновесной термодинамики и трактовать её как один из способов релаксации упругой энергии, связанной с дефектом дисклинационного типа. Внутренняя структура кристалла самоорганизуется таким образом, чтобы минимизировать эту энергию и сохранить стационарное состояние в процессе роста кристалла, что и является предметом наших исследований.

1. Hofmeister H. Forty years study of fivefold twinned structures in small particles and thin films // Cryst. Res. Technol. – 1998. – V. 33. № 1. – P. 3 – 25.
2. Gryaznov V. G., Heidenreich J., Kaprelov A. M., Nepijko S. A., Romanov A. E., Urban J. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Cryst. Res. Technol. – 1999. – V. 34. № 9. – P. 1091 – 1119.
3. Владимиров В. И., Романов А. Е. Дисклинации в кристаллах. - Л.: Наука, 1986. - 224 с.
4. A. E. Romanov, I. A. Polonsky, V. G. Gryaznov, S. A. Nepijko, T. Junghanns and N. I. Vitrykhovskiy Voids and channels in pentagonal crystals // Journal of Crystal Growth – 1993. – V. 129. – P.691 – 698.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ НАНЕСЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА

Аникин В.Н., Блинков И.В., Пацюра В.Ф., Кратохвил Р.В., Фролов А.Е.

rkratohvil@mail.ru

Широкие возможности управления свойствами, структурой, микрогеометрией, а следовательно, химическими, физическими и механическими свойствами поверхностных слоев изделий из твердого сплава открывает применение новых способов нанесения износостойких покрытий с широким спектром эксплуатационных характеристик [1,2].

В настоящей работе были реализованы способы, позволяющие получать комбинированные износостойкие покрытия на твердосплавном металлорежущем инструменте. Реализация их осуществлялась путем комбинирования двух относительно простых по своим технологиям методик нанесения покрытий: химического осаждения из реактивной парогазовой фазы, или CVD-метода (chemical vapor deposition) [2], и физического осаждения из плазмы электродугового разряда, или PVD-метода (physical vapor deposition) [3], включающего в себя как и ионную обработку поверхности, так и непосредственно нанесение слоя покрытия. CVD-покрытия наносились на твердосплавные пластины на установке “1-Н-1” фирмы “Консарк” (Шотландия) при температуре 1050 °С в атмосфере $TiCl_4$, CH_4 , N_2 и H_2 , и при 1000 °С в атмосфере Al_2Cl_6 , CO_2 и H_2 . PVD-покрытия наносились на установке ННВ-6.6-И1 с применением технологии сепарирования плазменного потока при температуре ~600 °С и опорном напряжении 120 В.

Оценка качества полученных покрытий осуществлялась путем сравнения прочностных характеристик изделий с CVD-покрытием ($TiC + Al_2O_3$) и PVD-покрытием (TiN) с аналогичными характеристиками изделий без покрытия. Определялись следующие характеристики: предел прочности при трехточечном изгибе $\sigma_{изг}$, микротвердость поверхностного слоя H_μ и коэффициент стойкости пластины при резании $K_{ст}$. Результаты представлены в таблице 1.

Т а б л и ц а 1. Механические свойства полученных образцов

| Вид обработки | ($\sigma_{изг} \pm \delta$), МПа | ($H_\mu \pm \delta$), ГПа | $K_{ст}$ |
|--|------------------------------------|-----------------------------|----------|
| Исходный образец | 1600 ± 20 | 34,5 ± 0,3 | 1,0 |
| CVD-покрытие | 1150 ± 10 | 45,3 ± 1,0 | > 3,0 |
| PVD-покрытие | 1550 ± 20 | 37,7 ± 0,6 | 1,50 |
| Обработка ионами Cr + CVD | 1330 ± 10 | 48,1 ± 1,1 | >3,0 |
| Обработка ионами Cr + подслоя Cr | 1450 ± 20 | 7,4 ± 0,2 | 0,96 |
| Обработка ионами Cr + подслоя Cr + CVD | 1260 ± 10 | 38,8 ± 0,8 | 1,25 |

Повышенные прочностные характеристики наблюдаются в случае обработки поверхности пластин ионами хрома с последующим нанесением слоя CVD-покрытия. Связано это, по-видимому, с химическим модифицированием поверхности, происходящим при обработке ионами хрома, в результате которого происходит “залечивание” дефектов, образовавшихся после операции шлифования твердосплавных пластин.

Таким образом, сочетание CVD- и PVD-методов нанесения покрытий позволяет значительно повысить износостойкость инструмента практически не снижая его прочностных характеристик.

1. Protective Coatings – www.corrosion.com; PVD and CVD Coatings Equipment – www.multi-ac.com; Surface Web – [surfaceweb.pac.soton.ac.uk /bookmark/](http://surfaceweb.pac.soton.ac.uk/bookmark/).
2. Хокинг М., Васантакри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия: Получение, свойства и применение: Пер. с англ. – М.: Мир, 2000.
3. Нанесение износостойких покрытий на быстрорежущий инструмент. / Ю.Н. Внуков, А.А. Марков, Л.В. Лаврова, Н.Ю. Бардышев. – К.: Техника, 1992.

ДИНАМИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ

Дегтярёв В.Т., Лосев А.Ю.

Калужский филиал МГТУ им. Н.Э. Баумана

Эффект изменения пластических свойств кристаллов под действием ультразвука, по аналогии с открытым академиком Ю.А. Осипьяном фотопластическим, получил название акустопластического эффекта.

Энергия ультразвуковой волны мала при большом, по сравнению с постоянной решетки, поперечнике взаимодействия. Поэтому ультразвук не может вызывать повреждений структуры идеального кристалла, но если в исходном состоянии кристалл содержит линейные дефекты – дислокации, то состояние и плотность и структурных дефектов под действием ультразвука могут существенно измениться. То есть действие ультразвука может оказаться аналогичным радиационным повреждениям кристаллов, но в отличие от высокоэнергетических излучений, первичными являются движение и размножение дислокаций, а возникновение точечных дефектов – вторичным эффектом. Механизмы, приводящие к изменениям свойств кристаллов под действием УЗК до сих пор остаются полностью не раскрытыми.

В качестве метода исследования механизмов акустопластического эффекта выбран метод ЭВМ-моделирования дислокационных процессов. Пока это единственно возможный способ изучения дислокационных процессов, происходящих в объеме кристаллов за времена ~ 10-5 с.

В ультразвуковом поле имеет место самоорганизация ансамблей дислокаций леса: формируются динамические дислокационные структуры.

Возбуждение колебаний дислокаций леса в ультразвуковом поле приводит к пластификации материалов, в отличие от хорошо известного упрочняющего действия ансамблей неподвижных дислокаций леса.

Закон движения дислокаций леса в присутствии ультразвукового поля описывается суперпозицией колебаний и поступательного движения.

В ультразвуковом поле изменяется структура не только ансамблей лесных дислокаций, но и ансамблей дислокационных петель. От параметров ультразвука зависят критический размер стационарных дислокационных петель и времена их жизни. В ультразвуковом поле уменьшается плотность дислокационных петель за счет аннигиляции петель, размер которых меньше критического.

Понижение критического напряжения преодоления скользящей дислокацией ансамбля колеблющихся дислокаций в модельной задаче, где на лесные дислокации действует только гармонически изменяющаяся во времени нагрузка, а на скользящую только постоянная, согласно оценки может достигать 30%.

ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОДВЕРГНУТЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Рубаник В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. мл.

Институт технической акустики НАН Беларуси

Одно из применений ультразвуковой обработки (УЗО) в промышленности основано на возможности изменения тонкой кристаллической структуры материала при распространении в нем ультразвуковых волн. Так возбуждение ультразвуковых колебаний в отожженном материале вызывает рост количества дефектов, что ведет к изменению микротвердости, пластичности и др. характеристик материала [1]. Основным положительным эффектом УЗО является упрочнение металлов и сплавов под воздействием ультразвука без изменения формы и размеров образца. С другой стороны известно, что некоторая пластическая деформация материалов с памятью формы улучшает свойства их формовосстановления [2]. В связи с этим было предположено, что предварительное ультразвуковое воздействие должно увеличивать предельную степень формовосстановления и стабилизировать характеристические температуры перехода.

С целью проверки данного предположения были проведены исследования по влиянию ультразвуковой обработки на степень формовосстановления TiNi.

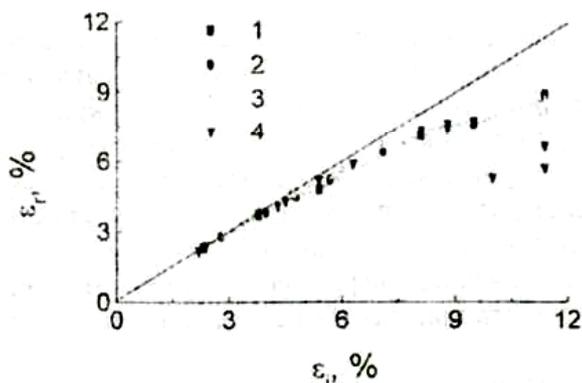


Рис. 1. Зависимость величины восстановления формы TiNi ϵ_r от предварительной деформации ϵ_i : 1 – без УЗО, 2–4 – после УЗО амплитудой механических напряжений 25 МПа (2), 50 МПа (3), 100 МПа (4)

В результате проведенных исследований установлено, что ультразвуковое воздействие амплитудой механических напряжений до 50 МПа вызывает увеличение максимальной полностью обратимой деформации по сравнению с не подвергнутыми УЗО образцами от 3 до 5% (рис. 1). Это обусловлено возрастанием обычного (дислокационного) предела текучести, что ведет к и деформированию материала по каналам фазовой пластичности. Увеличение амплитуды механических напряжений при УЗО ведет к значительному уменьшению степени формовосстановления образцов после деформации выше 9%.

Проволочные образцы никелида титана примерно эквивалентного состава с характеристическими температурами фазового перехода $A_n=48^\circ\text{C}$, $A_k=60^\circ\text{C}$, $M_n=30^\circ\text{C}$, $M_k=20^\circ\text{C}$ подвергали УЗО амплитудой механических напряжений до 100 МПа частотой 22 кГц в течение 15 с при начальной температуре 17°C . Образцам задавалась деформация (ϵ_i) изгибом вокруг оправок разного диаметра в мартенситном состоянии. Восстанавливаемую деформацию (ϵ_r) рассчитывали по изменению диаметра изгиба образца после нагрева выше температуры A_k .

1. Северденко В.П., Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвук и пластичность. – Минск: «Наука и техника», 1976. – 448 с.
2. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1987. – 216 с.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

| | | | |
|-------------------|---------------|-------------------|-----------------------|
| Агиней Р.В. | 17-18 | Вяххи И.Э. | 57-58, 86 |
| Алдохин Д.В. | 59 | Гаврилюк В.Г. | 11 |
| Александров И.В. | 40 | Геттингер М.В. | 58-59 |
| Алехин В.П. | 110,111,122 | Гильмутдинов Ф.З. | 31-32, 62, 81 |
| Алымов М.И. | 122 | Глезер А.М. | 6, 14, 48, 59, 103 |
| Амосова О.В. | 78 | Глузман Р.Л. | 104-105 |
| Андреев В.А. | 86 | Глушков А.Н. | 108 |
| Андреева В.Д. | 61 | Головин Ю.И. | 25, 95-100 |
| Андронов И.Н. | 16-18 | Грачев В.В. | 3 |
| Аникин В.Н. | 134-135 | Грехов М.М. | 68 |
| Антошина И.А. | 112 | Гринберг Б.А. | 104 |
| Арисова В.Н. | 31 | Гриценко П.А. | 10 |
| Аскинази А.Ю. | 124 | Гришков В.Н. | 102, 103 |
| Бадиян Е.Е. | 60 | Громов В.Е. | 4-6, 8, 9, 14, 15, 77 |
| Баранников В.А. | 29 | Громова А.В. | 3, 7 |
| Баранов М.А. | 52 | Гундырев В.М.. | 35 |
| Башмаков В.И. | 64 | Гурин В. Н. | 106-107 |
| Баянкин В.Я | 31-32,52 | Гурьев А.М.. | 132 |
| Беляев В.В. | 126 | Давыдова М.М. | 50 |
| Беляев С.П. | 107, 121 | Дегтярев В.Т. | 135 |
| Бетехтин В.И. | 78-79 | Демаков С.Л. | 104 |
| Бетехтин К.В. | 78-79 | Демина И.А. | 131 |
| Блинков И.В. | 134-135 | Деркаченко Л.И. | 106-107 |
| Бобелева О.В. | 101 | Дмитриевский А.А. | 25 |
| Бобров О.П. | 32-33 | Довженко О.А. | 133 |
| Богданов Н.П. | 16-17 | Дроздов А.Ю. | 52 |
| Богуненко В.Ю. | 54-56 | Дуб С.Н. | 95 |
| Босин М.Е. | 24 | Евард М.Е. | 101 |
| Брамович М. | 34 | Еднерал А.Ф. | 103 |
| Бречко Т. | 33,34 | Емалетдинов А.К. | 91-93 |
| Брусницына В.Н. | 104 | Жихарева М.Г | 87-88 |
| Будовских Е.А. | 5 | Жога Л.В. | 21, 22, 51 |
| Булычев С.И. | 111 | Жулейкин С.Г. | 77 |
| Бунин И.Ж. | 83-84 | Зайченко С.Г. | 48, 59 |
| Буренков Ю.А. | 106-107 | Замятина И.П. | 70 |
| Бурков П.В. | 12 | Зворыгин Р.Г. | 124 |
| Бурнышев И.Н. | 71 | Зельдович В.И. | 35, 36 |
| Бутенко П.Н. | 78 | Земляков С.А. | 132 |
| Бутягин А.А. | 41, 42 | Зиненкова Г.М. | 54 |
| Бушуева Г.В. | 54-56 | Зубцов В.И.. | 47 |
| Быков П.В. | 31-32 | Иванов А.М. | 63 |
| Бычков А.А. | 27 | Иванов Ю.Ф. | 7-9 |
| Валиахметова О.М. | 71 | Ивахин М.П. | 3 |
| Валиев Р.З. | 49 | Иволгин В.И. | 95, 100 |
| Васильев Л.С. | 71, 88-89 | Ильинский А.И. | 56-57 |
| Ведерникова И.И. | 125 | Исаенкова М.Г. | 67, 68 |
| Викарчук А.А. | 133 | Кадомцев А.Г. | 78-79 |
| Вилкоккс В.Р. | 106-107 | Казанцева Н.В. | 104 |
| Волков А.Е. | 101, 107, 121 | | |
| Волков М.Е. | 87 | | |
| Волков М.П. | 106-107 | | |
| Вьюненко Л.Ф. | 53, 75 | | |
| Вьюненко Ю.Н. | 53 | | |

| | | | |
|------------------|----------------|------------------|---------------|
| Какулия Ю.Б. | 72 | Матвеев В.П. | 38 |
| Калетина Ю.В. | 13 | Мейснер Л.Л. | 96 |
| Калмакова А.В. | 111 | Мексичев О.А. | 45 |
| Канель Г.И. | 26 | Мерсон Д.Л. | 129 |
| Кардашев Б.К. | 106-107 | Михаленко И.А. | 120-121 |
| Карпинский Д.Н. | 27-28 | Муктепавела Ф.О. | 76 |
| Карьев Л.Г. | 44, 45, 108 | Мыскова Н.В. | 120-121 |
| Карькина Л.Е. | 23, 116, 117 | | |
| Касаткина С.Н. | 29 | Нагорных С.Н. | 104-106 |
| Кириллов Р.А. | 108 | Наймарк О.Б. | 66, 94 |
| Клигман Е.П. | 38 | Неклюдов И.М. | 115, 119 |
| Клубович В.Вю | 136 | Никаноров С.П. | 106-107 |
| Клявин О.В. | 85 | Никифорова В.Н. | 24 |
| Ковалев А.Т. | 83-84 | Николаева Е.А. | 29 |
| Ковалевская Т.А. | 58-59 | Нуруллаев Р.Л. | 91 |
| Коваленко В.В. | 7, 9, 77 | | |
| Коваль О.В. | 104-105 | Овчинников С.К. | 16-17 |
| Козлов Э.В. | 3, 7-9, 19, 77 | | |
| Колотов А.А. | 31-32 | Павленков В.И. | 105-106 |
| Колупаева С.Н. | 69 | Пален-Лук Т. | 66 |
| Кондратенко М.Б. | 130, 131 | Панчихина Г.И. | 27-28 |
| Конева Н.А. | 20 | Паршуков Л.И. | 62, 81 |
| Коновалов А.В. | 125 | Пацева Ю.В. | 127 |
| Коновалов С.В. | 4, 6-8, 14 | Пацелов А.М. | 90, 104 |
| Копылов В.И. | 103 | Пацюра В.Ф. | 134-135 |
| Коренков В.В. | 95, 96 | Перлович Ю.А. | 67, 68 |
| Коренкова Н.В. | 96 | Пермякова И.Е. | 43 |
| Коршунов А.И. | 125 | Перфилов В.А. | 21, 22 |
| Коршунов Л.Г. | 36 | Петров А.А. | 107 |
| Крапошин В.С. | 112 | Петрунин В.А. | 15 |
| Кратохвил Р.В. | 134-135 | Пилюгин В.П. | 35, 90 |
| Кропотин В.В. | 81 | Плехов О.А. | 66 |
| Кудинова Е.Д. | 103 | Плужникова Т.Н. | 44, 46 |
| Кузнецов П.А. | 124 | Полетаев Г.М. | 127, 128, 130 |
| Кузьмин С.Л. | 78-79 | Поляков Л.В. | 125 |
| Кукарко В.А. | 103 | Попов Л.Е. | 69 |
| Кукушкин С.А. | 18 | Попов П.В. | 21, 22, 51 |
| Кульков В.Г. | 87-88 | Попова Н.А. | 77 |
| | | Пронин Г.М. | 122-123 |
| Лаврентьев Ф.Ф. | 24 | Пташкин Д.В. | 90 |
| Лапин Н.И. | 105-106 | Пульнев С.А. | 78-79 |
| Лаптев С.Н. | 32-33 | Пуспешева С.И. | 69 |
| Левин Д.М. | 126 | Пушнин И.А. | 25 |
| Лейкина О.С. | 4 | Пьен Й.С. | 110, 111 |
| Лескина М.Л. | 121 | Пяк Е.А. | 53 |
| Лосев А.Ю. | 135 | | |
| Лотков А.И. | 102, 103 | Рабовская М.Я. | 116, 117 |
| Лубяной Д.А. | 118 | Разов А.И. | 107 |
| Лукин Е.С. | 63 | Разоренов С.В. | 26 |
| Лыс В.Ф. | 71 | Ракитин Р.Ю. | 128 |
| Лябук С.И. | 56-57 | Регель Л.Л. | 106-107 |
| | | Рубаник В.В. | 136 |
| Малыгин Г.А. | 30 | Рубаник В.В. мл. | 136 |
| Малынкин В.Г. | 112 | Русаненко В.В. | 103 |
| Мамырин Б.А. | 85 | | |
| Маникс Я. | 76 | Сайтова Л.Р. | 49 |
| Мартусевич Е.В. | 5 | Санников С.В. | 28 |

| | |
|-------------------|-------------------|
| Саркисян С.О. | 39 |
| Сахарова Н.А. | 60 |
| Семенова И.П. | 49 |
| Семин А.П. | 6 |
| Сергунин Д.А. | 100 |
| Силис М.И. | 54-55 |
| Ситдииков В.Д. | 40 |
| Скаков М.К. | 131 |
| Скакун С.Н. | 26 |
| Скворцова Н.П. | 37 |
| Смертина М.В. | 121 |
| Смирнов А.Е. | 49-50 |
| Смирнов В.Н. | 62, 81 |
| Соколенко В.И. | 115, 119 |
| Соловьева Ю.В. | 58-59 |
| Сонг Й.В. | 110, 111 |
| Соснин О.В. | 7, 8 |
| Старенченко В.А. | 58-59, 70 |
| Старенченко С.В. | 70 |
| Стародубов Я.Д. | 115, 119 |
| Старостенков М.Д. | 127, 128, 130-132 |
| Степанов В.В. | 61 |
| Степанов Ю.Н. | 122 |
| Стерелюхин А.А. | 44,45 |
| Сучкова Е.Ю. | 8 |
| Сучкова Н.Ю. | 25 |
| Счастливец В.М. | 13,23 |
| Табатчикова Т.И. | 23 |
| Теплинский Ю.А. | 17-18 |
| Терлецкий А.С. | 79-80 |
| Тимкин В.Н. | 102 |
| Тонкопряд А.Г. | 60 |
| Требинская В.В. | 118 |
| Трофимович В. Н. | 10 |
| Трубина О.Ю. | 104 |
| Трудов А.Ф. | 31 |
| Тюрин А.И. | 95, 97-99 |
| Тялин Ю.И. | 41, 42, 46 |
| Тялина В.А. | 41, 42 |
| Тяпунина Н.А. | 54-56 |
| Уваров С.В. | 66 |
| Узинцев О.Е. | 111 |
| Ушаков И.В. | 43 |
| Ушеренко С.М. | 36 |
| Федоров В.А. | 41-46, 108 |
| Федоровский Г.Д. | 109 |
| Фесенко В.А. | 67,68 |
| Фишгойт А.В. | 82-84 |
| Фокина Е.А. | 13 |
| Фролов А.Е. | 134-135 |
| Фролова Н.Ю. | 35, 36 |

| | |
|------------------|------------|
| Хабарин Л.В. | 85 |
| Хаймович П.А. | 115 |
| Хамидуллин И.Н. | 92 |
| Хейфец А.Э. | 36 |
| Хлебников В.В. | 97, 98 |
| Хлебникова Ю.В. | 23 |
| Хмелевская В.С. | 112 |
| Холодова Н.Б. | 130, 131 |
| Хомская И.В. | 36 |
| Хоник В.А. | 32-33 |
| Хусаинов М.А. | 86 |
| Цветков А.И. | 105-106 |
| Целлермаер В.Я. | 3,15 |
| Чантурия В.А. | 83-84 |
| Чембарисова Р.Г. | 40 |
| Чемеркина М.В. | 41, 42, 46 |
| Чернов Ю.М. | 85 |
| Чернышев Е.Г. | 90 |
| Чертов В.М. | 113, 114 |
| Чиванов А.В. | 46 |
| Чикиряка А.В. | 57-58 |
| Чикова Т.С. | 64, 65 |
| Чинокалов В.Я. | 120-121 |
| Чуканов А.Н. | 126 |
| Шахназаров А.Ю. | 73, 74 |
| Шахназаров К.Ю. | 73, 74 |
| Шахназаров Ю.В. | 61 |
| Шашурин Г.В. | 84, 87 |
| Шеловских Е.Е. | 75 |
| Шеховцев О.В. | 60 |
| Шуватов О.А. | 86 |
| Шуринов Р.В. | 60 |
| Щепанек Я. | 33 |
| Щербаков А.В. | 40 |
| Юнак М.А. | 99 |
| Юрлова Н.А. | 38 |
| Юрова Л.А. | 22 |
| Юрьев А.Б. | 9, 120-121 |
| Юсупов Д.Е. | 78 |
| Яковенкова Л.И. | 116, 117 |
| Яковлева И.Л. | 13, 23 |
| Ясников И.С. | 133 |
| Ящерицын Е.В. | 79-80 |
| Huang W. | 57-58 |

СОДЕРЖАНИЕ

Стр.

| | |
|--|-------|
| Грачев В.В., Громова А.В., Целлермаер В.Я., Козлов Э.В., Ивахин М.П. (Новокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ МАЛО- И СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ВОЛОЧЕНИЯ. | 3 |
| Лейкина О.С., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк) МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ПОВТОРНОМ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИИ. | 4 |
| Мартусевич Е.В., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк) ЗАВИСИМОСТЬ СТЕПЕНИ НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ ЖЕЛЕЗА ОТ ИНТЕНСИВНОСТИ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ. | 5 |
| Семин А.П., Громов В.Е., Глезер А.М., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Москва) ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Ni-Cr-P-Si-B. | 6 |
| Соснин О.В., Громова А.В., Коновалов С.В., Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. (Новокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ УСТАЛОСТИ. | 7 |
| Сучкова Е.Ю., Соснин О.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ 60ГС2 В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВЫХ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ. | 8 |
| Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В., Громов В.Е., Коваленко В.В. (Новокузнецк, Томск) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРНОЙ СТАЛИ. | 9 |
| Гриценко П.А., Трофимович В. Н. (Мозырь/Беларусь) ЗАКАЛОЧНАЯ ЖИДКОСТЬ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРА ПК-2. | 10 |
| Гаврилюк В.Г. (Киев/Украина) ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ КАК ПЕРСПЕКТИВНОГО КЛАССА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ. | 11 |
| Бурков П.В. (Томск) ВОЗДЕЙСТВИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПЕРЕД СПЕКАНИЕМ НА СТРУКТУРУ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА TiC-NiTi. | 12 |
| Калетина Ю.В., Яковлева И.Л., Фокина Е.А., Счастливец В.М. (Екатеринбург) СТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА, ОБРАЗОВАВШИХСЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ В СПЛАВЕ С ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКОЙ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ. | 13 |
| Коновалов С.В., Громов В.Е., Глезер А.М. (Новокузнецк, Москва) ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Fe-Cr-Ni. | 14 |
| Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк) ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННАЯ ПЛАСТИФИКАЦИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО РКУП СПЛАВА Fe-Cr-Ni. | 15 |
| Андронов И.Н., Овчинников С.К., Богданов Н.П. (Ухта) ЭФФЕКТ РЕВЕРСИВНОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В СПЛАВЕ ТН-1. | 16-17 |
| Агиней Р.В., Андронов И.Н., Теплинский Ю.А. (Ухта) ОЦЕНКА ВЕЛИЧИНЫ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЯХ ПО АНИЗОТРОПИИ КОЭРЦЕТИВНОЙ СИЛЫ. | 17-18 |
| Кукушкин С.А. (Санкт-Петербург) НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ. | 18 |
| Козлов Э.В. (Томск) РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРНА В СОПРОТИВЛЕНИИ ДЕФОРМИРОВАНИЮ. НАНОМАТЕРИАЛЫ И ОБЫЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. | 19 |
| Конева Н.А. (Томск) СТРУКТУРА И ВНУТРЕННИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ. | 20 |

| | |
|---|-------|
| Перфилов В.А., Жога Л.В., Попов П.В. (Волгоград) ВЛИЯНИЕ ВИДА И СОСТАВА БЕТОНА НА ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ ОБРАЗЦОВ. | 21 |
| Попов П.В., Жога Л.В., Перфилов В.А., Юрова Л.А. (Волгоград) ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ ИЗНОСОСТОЙКОГО МАТЕРИАЛА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. | 22 |
| Хлебникова Ю.В., Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И. (Екатеринбург) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ГРУБОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. | 23 |
| Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Никифорова В.Н. (Харьков/Украина) УСТОЙЧИВОСТЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА. | 24 |
| Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Пушкин И.А., Сучкова Н.Ю. (Тамбов) РАЗУПРОЧНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Si, ИНИЦИИРУЕМОЕ МАЛЫМИ ДОЗАМИ БЕТА-ОБЛУЧЕНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ. | 25 |
| Разоренов С.В., Скакун С.Н., Канель Г.И. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ. | 26 |
| Бычков А.А., Карпинский Д.Н. (Ростов-на-Дону) ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСОВМЕЩНОСТИ НА РАВНОВЕСНУЮ ФОРМУ ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ПЛЕНКИ. | 27 |
| Карпинский Д.Н., Панчихина Г.И. (Ростов-на-Дону) ТЕРМОДИНАМИКА И КИНЕТИКА ДЕКОГЕЗИИ МЕЖЗЕРЕННОЙ ГАЗОНАСЫЩЕННОЙ ПЛЕНКИ ПРИ СПЕКАНИИ КЕРАМИКИ. | 27-28 |
| Карпинский Д.Н., Санников С.В. (Ростов-на-Дону) ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭВОЛЮЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В КРИСТАЛЛЕ. | 28 |
| Баранников В.А., Николаева Е.А., Касаткина С.Н. (Пермь) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕДИ. | 29 |
| Мальгин Г.А. (Санкт-Петербург) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДВУНАПРАВЛЕННОМ ЭФФЕКТЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ. | 30 |
| Арисова В.Н., Трудов А.Ф. (Волгоград) ВЗРЫВНОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ ПОРОШКОВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ. | 31 |
| Быков П.В., Гильмутдинов Ф.З., Колотов А.А., Баянкин В.Я. (Ижевск) ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ИОННОГО ТОКА НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА. | 31-32 |
| Бобров О.П., Лаптев С.Н., Хоник В.А. (Воронеж) ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ Pd ₄₀ Cu ₃₀ Ni ₁₀ P ₂₀ В МАССИВНОМ И ЛЕНТОЧНОМ СОСТОЯНИЯХ. | 32-33 |
| Бречко Т., Щепанек Я. (Ольштын/Польша) НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА Ti ₅₀ Ni ₂₅ Cu ₂₅ | 33 |
| Бречко Т., Брамович М. (Ольштын/Польша) СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ ДОМЭНЫ ПОЛИКРИСТАЛЛА Ni _{2,16} Mn _{0,84} Ga В МАГНИТНОМ ПОЛЕ МАЛОЙ НАПРЯЖЕННОСТИ | 34 |
| Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Пилюгин В.П., Гундырев В.М. (Екатеринбург) АМОРФНЫЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА. | 35 |
| Хомская И.В., Зельдович В.И., Коршунов Л.Г., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Ушеренко С.М. (Екатеринбург) ВОЗДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ПОТОКА ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ НА ПРЕГРАДЫ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И МЕДИ. | 36 |
| Скворцова Н.П. (Москва) ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ. | 37 |

| | |
|--|-------|
| Клигман Е.П., Матвеев В.П., Юрлова Н.А. (Пермь) ОПТИМИЗАЦИЯ ДИССИПАТИВНЫХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИЙ, СОДЕРЖАЩИХ ПЬЕЗО-ЭЛЕМЕНТЫ. | 38 |
| Саркисян С.О. (Гюмри/Армения) ОБ ОПРЕДЕЛЕНИИ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НА ОСНОВЕ МИКРОПОЛЯРНОЙ ТЕОРИИ УПРУГИХ ТОНКИХ ПЛАСТИН. | 39 |
| Ситдиков В.Д., Чембарисова Р.Г., Щербаков А.В., Александров И.В. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОЙ МЕДИ С УЧЕТОМ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ. | 40 |
| Федоров В.А., Тялин Ю.И., Тялина В.А., Чемеркина М.В., Бутягин А.А. (Тамбов) О ЗАРОЖДЕНИИ ТРЕЩИН НА ГРАНИЦЕ СВОБОДНОГО УПРУГОГО ДВОЙНИКА В КАЛЬЦИТЕ. | 41 |
| Тялин Ю.И., Тялина В.А., Федоров В.А., Чемеркина М.В., Бутягин А.А. (Тамбов) ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В ЩЕЛОЧНОГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛАХ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ВЕРШИНУ ТРЕЩИНЫ. | 42 |
| Ушаков И.В., Пермязова И.Е., Федоров В.А. (Тамбов) ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА. | 43 |
| Федоров В.А., Стерелюхин А.А., Плужникова Т.Н., Карьев Л.Г. (Тамбов) ВОССТАНОВЛЕНИЕ СПЛОШНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА. | 44 |
| Федоров В.А., Карьев Л.Г., Стерелюхин А.А., Мексичев О.А. (Тамбов) ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЦГК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ ПРИ НАГРЕВЕ. | 45 |
| Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В., Чемеркина М.В., Тялин Ю.И. (Тамбов) ДИНАМИКА ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ У ВЕРШИНЫ ЗАЛЕЧИВАЮЩЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ. | 46 |
| Зубцов В.И. (Полоцк) МЕТОД ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОННОЙ ТЕХНИКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЬЕЗОЭФФЕКТА. | 47 |
| Зайченко С.Г., Глезер А.М. (Москва) ДЕВИТРИФИКАЦИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ТИПА ПЕРЕХОДНЫЙ МЕТАЛЛ-МЕТАЛЛОИД. | 48 |
| Саитова Л.Р., Семенова И.П., Валиев Р.З. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СТРУКТУРУ СПЛАВА Ti-6Al-4V | 49 |
| Смирнов А.Е. (Москва) МАГНИТНЫЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РЕАЛЬНУЮ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ. | 49-50 |
| Давыдова М.М. (Пермь) ФРАКТАЛЬНЫЕ АСПЕКТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ. | 50 |
| Попов П.В., Жога Л.В. (Волгоград) ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА ТВЕРДОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ БОРИДА. | 51 |
| Дроздов А.Ю., Баранов М.А., Баянкин В.Я. (Ижевск) ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОТРЕЩИНЫ В НИКЕЛЕ И АЛЮМИНИИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ. | 52 |
| Вьюненко Ю.Н., Вьюненко Л.Ф., Пяк Е.А. (Санкт-Петербург) ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ ВБЛИЗИ ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР ПРЕВРАЩЕНИЯ. | 53 |
| Бушуева Г.В., Зиненкова Г.М., Тяпунина Н.А. (Москва) ИЗМЕНЕНИЕ ЗНАКА ФОТОАКУСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В ВЫСОКООМНЫХ КРИСТАЛЛАХ CdS ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА. | 54 |
| Тяпунина Н.А., Силис М.И., Бушуева Г.В., Богуненко В.Ю. (Москва) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОПЕРЕЧНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИИ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ. | 54-55 |

| | |
|---|-------|
| Тяпунина Н.А. (Москва) ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА, СВЕТА, ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО И МАГНИТНОГО ПОЛЕЙ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ НЕУПРУГОСТЬ КРИСТАЛЛОВ. | 55 |
| Богуненко В.Ю., Бушуева Г.В., Тяпунина Н.А. (Москва) ТРАЕКТОРИИ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В НЕОДНОРОДНОМ ПО ПРОСТРАНСТВУ ПОЛЕ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ С УЧЕТОМ ПОПЕРЕЧНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ. | 56 |
| Ильинский А.И., Лябук С.И. (Харьков/Украина) О КИНЕТИКЕ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТАХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ. | 56-57 |
| Вяххи И.Э., Чикиряка А.В., Huang W. (Санкт-Петербург, Singapore) ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ДВУСТОРОННЕЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ИНИЦИИРОВАННОЙ ВТОРИЧНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ. | 57-58 |
| Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А., Ковалевская Т.А. (Томск) ПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ В ОПЫТАХ ПО ВАРИАЦИИ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ КУБИЧЕСКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ. | 58-59 |
| Алдохин Д.В., Глезер А.М., Зайченко С.Г. (Краматорск/Украина, Москва) ВЛИЯНИЕ ДЕСТАБИЛИЗИРУЮЩИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ. | 59 |
| Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Сахарова Н.А., Шеховцев О.В., Шуринов Р.В. (Харьков/Украина) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ, "IN SITU" С ПОМОЩЬЮ WEB-КАМЕРЫ. | 60 |
| Степанов В.В., Андреева В.Д., Шахназаров Ю.В. (Санкт-Петербург) РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗЛОМОВ СТАЛЕЙ 12ХНВА, 38ХНЗМФА, ХВГ. | 61 |
| Гильмутдинов Ф.З., Паршуков Л.И., Смирнов В.Н. (Ижевск) ПОВЕРХНОСТНЫЕ СЕГРЕГАЦИИ И ОКИСЛЕНИЕ В СВАРНОМ ШВЕ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ НА ОСНОВЕ Fe-Cr-Ni. | 62 |
| Иванов А.М., Лукин Е.С. (Якутск) ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ. | 63 |
| Башмаков В.И., Чикова Т.С. (Мозырь/Беларусь) АНИЗОТРОПИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ ДВОЙНИКОВАНИЕМ. | 64 |
| Чикова Т.С. (Санкт-Петербург) О СТАДИЙНОСТИ РАЗВИТИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА. | 65 |
| Плехов О.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б., Пален-Лук Т. (Пермь, Talence Cedex/ France). ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ИНФРАКРАСНОЙ ТЕРМОГРАФИИ. | 66 |
| Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А. (Москва) МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ КАК КОМПОЗИТЫ: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ И СИСТЕМАТИЗАЦИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ. | 67 |
| Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А., Грехов М.М. (Москва) ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ В ЦИРКОНИИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ. | 68 |
| Колупаева С.Н., Пуспешева С.И., Попов Л.Е. (Томск) МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ И ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В ГЦК МЕТАЛЛАХ. | 69 |
| Старенченко С.В., Старенченко В.А., Замятина И.П. (Томск) ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ ДАЛЬНЕГО АТОМНОГО ПОРЯДКА В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ СО СВЕРХСТРУКТУРАМИ $L1_2$ ИЛИ ДЛИННОПЕРИОДИЧЕСКИМИ НА ЕЁ ОСНОВЕ. | 70 |
| Бурнышев И.Н., Валиахметова О.М., Васильев Л.С., Лыс В.Ф. (Ижевск) МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАВОДОРОЖЕННЫХ СТАЛЕЙ. | 71-72 |

| | |
|---|-------|
| Какулия Ю.Б. (Анапа) ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ. | 72 |
| Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю. (Санкт-Петербург) АБСОЛЮТНЫЙ МАКСИМУМ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ ОТПУЩЕННОГО МАРТЕНСИТА КАК СЛЕДСТВИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ $635\pm 35^{\circ}\text{C}$. | 73 |
| Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю. (Санкт-Петербург) О ПРИПИСЫВАЕМЫХ ОТПУСКАЕМОМУ МАРТЕНСИТУ ИЗМЕНЕНИЯХ СВОЙСТВ ПРИ ПЕРВОМ, БЕЗЫМЯННОМ ВТОРОМ И ТРЕТЬЕМ ПРЕВРАЩЕНИЯХ. | 74 |
| Вьюненко Л.Ф., Шеловских Е.Е. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ХИМСОСТАВА МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ НА ИЗМЕНЕНИЕ ИХ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК. | 75 |
| Муктепавела Ф.О., Маникс Я. (Рига/Латвия) ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ СОСТОЯНИЯ ХРУПКОСТИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ ЭВТЕКТИК. | 76 |
| Жулейкин С.Г., Коваленко В.В., Попова Н.А., Козлов Э.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ УДАРНЫХ НАГРУЗКАХ. | 77 |
| Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Юсупов Д.Е., Бутенко П.Н., Амосова О.В. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ. | 78 |
| Бетехтин К.В., Кузьмин С.Л., Пульнев С.А., Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И. (Санкт-Петербург) ДИСПЕРСИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И СВОЙСТВА СПЛАВА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ. | 78-79 |
| Терлецкий А.С., Ящерицын Е.В. (Харьков/Украина) ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ Cu – Ta. | 79-80 |
| Паршуков Л.И., Смирнов В.Н., Гильмутдинов Ф.З., Кропотин В.В. (Ижевск) СОСТАВ И СТРУКТУРА ЦИРКОНИЯ ПРИ ТЕПЛОВОМ ПЛАЗМЕННОМ И ИОННО-ЛУЧЕВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. | 81 |
| Фишгойт А.В. (Москва) ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ НА РОСТ ТРЕЩИН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ. | 82-83 |
| Чантурия В.А., Бунин И.Ж., Ковалев А.Т. (Москва) ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ДЕЗИНТЕГРАЦИИ МИНЕРАЛЬНЫХ КОМПЛЕКСОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ. | 83-84 |
| Фишгойт А.В., Шашурин Г.В. (Москва) МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА ЭП741НП ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ УСТАЛОСТИ И ПОЛЗУЧЕСТИ. | 84 |
| Клявин О.В., Мамырин Б.А., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ТИПОВ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО ПРОНИКНОВЕНИЯ ГЕЛИЯ В ТВЕРДЫЕ ТЕЛА. | 85 |
| Хусаинов М.А., Андреев В.А., Вяхи И.Э., Шуватов О.А. (В.Новгород, СПб) МЕХАНОЦИКЛИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПСЕВДОУПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВА TiNi. | 86 |
| Шашурин Г.В., Волков М.Е. (Москва) СТАТИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ГРАНУЛЬНЫХ ТУРБИННЫХ ДИСКОВ ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ УСТАЛОСТИ И ПОЛЗУЧЕСТИ. | 87 |
| Кульков В.Г., Жихарева М.Г. (Волжский) ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ ПО ФАСЕТИРОВАННЫМ ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН С УЧЕТОМ ПОДСТРОЙКИ НАПРЯЖЕНИЯ. | 87-88 |
| Васильев Л.С. (Ижевск) К КИНЕТИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ. | 88-89 |

| | |
|---|-----|
| Васильев Л.С. (Ижевск) ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И ПРОБЛЕМА ПРОЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ. | 89 |
| Пилюгин В.П., Пацелов А.М., Чернышев Е.Г., Пташкин Д.В. (Екатеринбург) УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ. | 90 |
| Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л. (Уфа) УПРУГИЕ СВОЙСТВА ДИСЛОКАЦИЙ СОМИЛИАНЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ. | 91 |
| Емалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ. | 92 |
| Емалетдинов А.К. (Уфа) НЕЛИНЕЙНЫЕ ЭФФЕКТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ФОНОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ С ДВИЖУЩИМИСЯ ДИСЛОКАЦИЯМИ. | 93 |
| Наймарк О.Б. (Пермь) О ТЕРМОДИНАМИКЕ И СКЕЙЛИНГЕ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ. | 94 |
| Головин Ю.И., Дуб С.Н., Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И. (Тамбов, Киев/Украина) МЕХАНИЗМЫ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ. | 95 |
| Головин Ю.И., Коренков В.В., Коренкова Н.В., Мейснер Л.Л. (Тамбов, Томск) ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ НА УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi В СУБМИКРООБЪЕМАХ. | 96 |
| Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В. (Тамбов) ВКЛАД МАСШТАБНОГО И СКОРОСТНОГО ФАКТОРОВ В ФОРМИРОВАНИЕ ЧИСЛА ТВЕРДОСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ. | 97 |
| Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ ГЛУБИНЫ ОТПЕЧАТКА, СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА КОЭФФИЦИЕНТ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ТВЕРДОСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ. | 98 |
| Головин Ю.И., Тюрин А.И., Юнак М.А. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОБЪЕМ МАТЕРИАЛА, ВЫТЭСНЕННОГО В НАВАЛ ОКОЛО ОТПЕЧАТКА, ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ. | 99 |
| Головин Ю.И., Иволгин В.И., Сергунин Д.А. (Тамбов) НЕУСТОЙЧИВОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ СПЛАВА Al-2,7%Mg И ЕГО ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ В СУБМИКРООБЪЕМАХ. | 100 |
| Волков А. Е, Евард М. Е. , Бобелева О. В. (Санкт-Петербург) МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В РЕЖИМЕ РАБОТЫ МАРТЕНСИТНОГО ДВИГАТЕЛЯ. | 101 |
| Тимкин В.Н., Лотков А.И., Гришков В.Н. (Томск) ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ АЗОТИРОВАНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ ВЕЛИЗИ МЕЗОКОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ TiNi, АЗОТИРОВАННОГО В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА. | 102 |
| Кудинова Е.Д., Гришков В.Н., Лотков А.И. (Томск) ЭФФЕКТ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. | 103 |
| Глезер А.М., Еднерал А.Ф., Русаненко В.В., Кукареко В.А., Копылов В.И. (Москва, Минск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И КИНЕТИКУ ДИСПЕРСИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ВАНАДИЕВЫХ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СПЛАВОВ. | 103 |
| Казанцева Н.В., Гринберг Б.А., Демаков С.Л., Пацелов А.М., Брусницына В.Н., Трубина О.Ю. (Екатеринбург) | 104 |

| | |
|---|---------|
| ВЛИЯНИЕ СИЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОРТОРОМБИЧЕСКИХ СПЛАВАХ. | |
| Глузман Р.Л., Коваль О.В., Нагорных С.Н. (Н.Новгород) О ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОМ ОПИСАНИИ ПОЛЗУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ. | 104-105 |
| Лапин Н.И., Нагорных С.Н., Павленков В.И., Цветков А.И. (Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТВЕРДОГО ТЕЛА С ПОМОЩЬЮ ТЕРМО-СТИМУЛИРУЕМОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ (ТСЭЭ). | 105-106 |
| Никаноров С.П., Волков М.П., Гурин В. Н., Буренков Ю.А., Деркаченко Л.И., Кардашев Б.К., Регель Л.Л., Вилкокс В.Р. (Санкт-Петербург, Нью Йорк/США) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДО- И ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ Al-Si СПЛАВОВ. | 106-107 |
| Беляев С.П., Волков А.Е., Петров А.А., Разов А.И. (Санкт-Петербург) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА TiNi ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ДЕ-ФОРМИРОВАНИИ. | 107 |
| Глушков А.Н., Карьев Л.Г., Федоров В.А., Кириллов Р.А. (Тамбов) СТРУКТУРА ЛОКАЛЬНО ДЕФОРМИРОВАННЫХ ОБЛАСТЕЙ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ. | 108 |
| Федоровский Г.Д. (Санкт-Петербург) О МАКРОСКОПИЧЕСКОМ ОПИСАНИИ ДЕФОРМАТИВНОСТИ, ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ВОДОНАСЫЩЕННЫХ ГРУНТОВ ПРИ ЗАМОРАЖИВАНИИ И РАЗМО-РАЖИВАНИИ. | 109 |
| Алехин В.П., Пьен Й.С., Сонг Й.В. (Москва, Асан/Ю.Корея, Сеул/ Ю.Корея) ДИФФУЗИОННО-ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ МИКРОПЛА-СТИЧНОСТИ В КРИСТАЛЛАХ С ВЫСОКИМ БАРЬЕРОМ ПАЙЕРЛСА. | 110 |
| Алехин В.П., Булычев С.И., Калмакова А.В., Узинцев О.Е., Пьен Й.С., Сонг Й.В. (Москва, Асан/Ю.Корея, Сеул/ Ю.Корея) ПРИБОРНЫЙ КОМПЛЕКС И МЕТОДИКИ ДЛЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО НЕРАЗРУШАЮ-ЩЕГО КОНТРОЛЯ, ИССЛЕДОВАНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ. | 111 |
| Хмелевская В.С., Крапошин В.С., Малышкин В.Г., Антошина И.А. (Обнинск) РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОС-НОВЕ ЖЕЛЕЗА И КОБАЛЬТА. | 112 |
| Чертов В.М. (Москва) АМОРФНЫЕ ХИМИЧЕСКИЕ НИКЕЛЕВЫЕ ПОКРЫТИЯ - СОСТАВНАЯ ЧАСТЬ УСТРОЙСТВ ВОДОРОДНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ. | 113 |
| Чертов В.М. (Москва) ОПТИМАЛЬНАЯ ГРАДИЕНТНАЯ СТРУКТУРА ЦЕМЕНТОВАННОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТА-ЛИ. | 114 |
| Неклюдов И.М., Соколенко В.И., Стародубов Я.Д., Хаймович П.А. (Харьков/Украина) СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПО-СЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИИ. | 115 |
| Карькина Л.Е., Яковенкова Л.И., Рабовская М.Я. (Екатеринбург) СТРУКТУРА ЯДРА ДИСЛОКАЦИЙ И ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ Ti ₃ Al ПРИ БАЗИСНОМ И ПРИЗМАТИЧЕСКОМ СКОЛЬЖЕНИИ. | 116 |
| Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е., Рабовская М.Я. (Екатеринбург) АНОМАЛИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ Ti ₃ Al ПРИ ПИРАМИДАЛЬНОМ СКОЛЬЖЕ-НИИ И СТРУКТУРА ЯДРА СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ. | 117 |
| Лубяной Д.А., Требинская В.В. (Новокузнецк) ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА И ВАНАДИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТЕРМОСТОЙКОГО ЧУ-ГУНА ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ НА ОАО «ЗСМК». | 118 |
| Неклюдов И.М., Соколенко В.И., Стародубов Я.Д. (Харьков/Украина) СТИМУЛИРОВАННОЕ МАГНИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ И ПЕРЕМЕННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХРОМА И СПЛАВА Vх-2К. | 119 |

| | |
|---|---------|
| Чинокалов В.Я., Юрьев А.Б., Михаленко И.А., Мыскова Н.В. (Новокузнецк) ПРОЧНОСТЬ СТРУКТУРНЫХ СЛОЕВ В СЕЧЕНИИ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЫ. | 120-121 |
| Беляев С.П., Волков А.Е., Лескина М.Л., Смертина М.В. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННОЙ И ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭФФЕКТЫ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА. | 121 |
| Степанов Ю.Н., Алехин В.П., Алымов М.И. (Москва) ВЛИЯНИЕ ВАКАНСИОННЫХ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ (УЛЬТРАЗВУКОВОЙ) ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЮ АНСАМБЛЕЙ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ. | 122 |
| Пронин Г.М. (Саранск) КАКИМ ОБРАЗОМ "КАПЛИ КАМНИ ТОЧАТ", А МЕТЕОРИТЫ КРАТЕРЫ ДОЛБЯТ? | 122-123 |
| Аскинази А.Ю., Зворыгин Р.Г., Кузнецов П.А. (Санкт-Петербург) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ И СВОЙСТВ МАГНИТОМЯГКИХ МАТЕРИАЛОВ С АМОРФИЗОВАННОЙ ФАЗОЙ. | 124 |
| Ведерникова И.И., Коршунов А.И., Коновалов А.В., Поляков Л.В. (Саров, Екатеринбург) ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ ПЕНОПЛАСТА ПС-1 ПЛОТНОСТЬЮ 0,4 г/см ³ : ЭКСПЕРИМЕНТ, СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ, ПРОГНОЗИРОВАНИЕ. | 125 |
| Левин Д.М., Чуканов А.Н., Беляев В.В. (Тула) ДИСЛОКАЦИОННАЯ РЕЛАКСАЦИЯ, ИНДУЦИРОВАННАЯ ЛОКАЛЬНЫМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ. | 126 |
| Полетаев Г.М., Старостенков М.Д., Пацева Ю.В. (Барнаул) МЕХАНИЗМЫ САМОДИФфуЗИИ В ДВУМЕРНЫХ КРИСТАЛЛАХ МЕТАЛЛОВ. | 127 |
| Полетаев Г.М., Ракитин Р.Ю., Старостенков М.Д. (Барнаул) ДИФфуЗИЯ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН В ДВУМЕРНЫХ МЕТАЛЛАХ. | 128 |
| Мерсон Д.Л. (Тольятти) МЕТОДИКА ИДЕНТИФИКАЦИИ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОСНОВЕ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ. | 129 |
| Старостенков М.Д., Кондратенко М.Б., Холодова Н.Б., Полетаев Г.М. (Барнаул) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ БЕЗВАКАНСИОННОГО РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В ЛЕГИРОВАННЫХ ДВУМЕРНЫХ КРИСТАЛЛАХ Al И Ni. | 130 |
| Старостенков М.Д., Холодова Н.Б., Кондратенко М.Б., Скаков М.К., Демина И.А. (Барнаул, Усть-Каменогорск/Казахстан) МЕХАНИЗМЫ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L ₁₂ , ПОДВЕРГНУТЫХ ИМПУЛЬСНОМУ РАЗОГРЕВУ. | 131 |
| Гурьев А.М., Старостенков М.Д., Земляков С.А. (Барнаул) ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ. | 132 |
| Викарчук А.А., Ясников И.С., Довженко О.А. (Тольятти) ПЕНТАГОНАЛЬНЫЕ НАНОТРУБКИ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ. | 133 |
| Аникин В.Н., Блинков И.В., Пацюра В.Ф., Крадохвил Р.В., Фролов А.Е. (Москва) ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ НАНЕСЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА. | 134-135 |
| Дегтярев В.Т., Лосев А.Ю. (Калуга) ДИНАМИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ | 135 |
| Рубаник В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. мл (Беларусь) ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПОДВЕРГНУТЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ | 136 |
| ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ | 137-139 |
| СОДЕРЖАНИЕ | 140-147 |

Научное издание

XLII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»

Сборник тезисов докладов. 26-29 мая 2004 г., Калуга, Россия

Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е.В.
