

Вологда, 2005

**XLIV
Международная
конференция**

**«Актуальные
проблемы
прочности»**

3 - 7 октября 2005 г.

Сборник тезисов



Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Министерство образования и науки РФ
Межгосударственный координационный совет по физике
прочности и пластичности материалов
Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН
Вологодский государственный технический университет



XLIV
Международная конференция
«Актуальные
проблемы прочности»

3 - 7 октября 2005 г.
г. Вологда

С б о р н и к т е з и с о в

Вологда, 2005

УДК 539.4 (063)
ББК 30.121
А 43

Редакционная коллегия:

В.И. Бетехтин, доктор физ.-мат. наук, профессор;
А.М.Глезер, доктор физ.-мат. наук, профессор;
М.А.Хусаинов, доктор физ.-мат. наук, профессор.

Ответственный редактор:

В.А. Шорин, доктор хим. наук, профессор

А 43

Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов XLIV Международной конференции (3 – 7 октября 2005 г., Вологда). - Вологда, 2005, 232 с.

В сборнике представлены тезисы более 200 докладов из России и зарубежья, посвященных вопросам материаловедения, физики и механики прочности широкого круга современных материалов. Большое внимание в докладах уделено установлению взаимосвязи между технологиями получения, обработки, структурой и свойствами сталей и сплавов, включая сплавы с эффектом памяти формы, а также для аморфных и нанокристаллических материалов.

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

ISBN 5-87851-272-6

© Вологодский государственный
технический университет, 2005

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ, УПРУГОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Бетехтин В. И., Кардашев Б. К., Кадомцев А. Г., Амосова О. В., Нарыкова М. В.

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

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Проведено исследование влияния числа проходов (степени деформации) при РКУ-прессовании на механические свойства и структуру алюминия. Исследования проводились на высокочистом Al (99,996%), число проходов при РКУ-прессовании достигало 12.

Определялось влияние амплитуды колебательной деформации на модуль упругости и внутреннее трение. Измерения выполнены акустическим методом составного пьезоэлектрического вибратора на продольных колебаниях с частотой около 100 kHz. При этом получены данные об упругих и неупругих (микропластических) свойствах материала. Помимо этого, проведено исследование долговечности и ползучести образцов при 20 и 200 °С в отожженном и неотожженном состояниях.

Исследования показали, что все свойства материала наиболее сильно меняются после первого прохода, а после 4-го существенных изменений уже не происходит. В связи с этим основное внимание было обращено на изучение образцов после одного и четырех проходов РКУ-прессования. Электронномикроскопические исследования показали, что размер зерна в исследуемых образцах составил $\approx 0,8$ мкм независимо от числа проходов.

Установлено, что для всех образцов как в исходном, так и в отожженном (200 °С, 40 мин) состоянии выполняется формула Журкова для долговечности; при этом наблюдаются заметные отличия во всех механических характеристиках образцов после одного и четырех проходов РКУ-прессования: разрывной прочности, долговечности, скорости стационарной ползучести, микротвердости.

Исследования упругих и неупругих свойств этих образцов показали, что такие величины, как модуль Юнга E , амплитудно-независимый декремент δ_i и уровень напряжения микропластического течения σ , также зависят от количества проходов при РКУ-прессовании. При отжиге наблюдается уменьшение величин δ_i и σ ; модуль E демонстрирует более сложное поведение.

Совокупность всех полученных данных анализировалась с позиций дислокационной подвижности, на которую оказывают влияние спектр точечных дефектов и внутренние напряжения в материале.

Проведенный анализ, с учетом данных электронной микроскопии, дает основание полагать, что наблюдаемое изменение свойств материала при увеличении числа проходов при РКУ-прессовании связано, в основном, с увеличением числа зерен с большими ($> 15^\circ$) значениями разориентации и числа некомпенсированных тройных стыков.

Авторы благодарят проф. В. Скленичку (Институт физического материаловедения АН ЧР г. Брно) за предоставленные образцы микрокристаллического Al.

Авторы благодарят РФФИ (проект 04-02-17627) за финансовую поддержку.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Бетехтин В. И., Пульнев С. А., Кадомцев А. Г., Бетехтин К. В.

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

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Известно, что интенсивная пластическая деформация ведет к существенному повышению свойств металлических материалов. В данной работе исследовалось влияние интенсивной пластической деформации прокаткой на свойства композиционных материалов на основе меди, полученных методом внутреннего окисления. Образцы приготавливались методом Степанова из монокристаллов Cu–Hf и Cu–Ni–Hf за счет внутреннего окисления гафния (содержание Hf $\approx 0,8\%$) в кислородосодержащей среде. Размер частиц HfO_2 составлял или десятки нанометров (Cu–Hf), или единицы микрон (Cu–Ni–Hf).

Исследовалась и анализировалась, исходя из кинетического подхода к разрушению, температурная зависимость прочности указанных композиционных материалов при их растяжении с постоянной скоростью нагружения до разрыва. Методом рассеяния рентгеновских лучей под малыми углами определялась степень разориентации субзерен и её зависимость от температуры испытания.

Установлено, что наличие наноразмерных частиц HfO_2 способствует повышению термостабильности границ субзерен и, как следствие, термостабильности прочностных свойств. Прокатка более чем на 40% повышает микротвердость сплава Cu– HfO_2 . Увеличение частиц HfO_2 до микронных размеров заметно понизило термостабильность субструктуры и прочность композиционного материала Cu–Ni– HfO_2 . Проведен анализ полученных данных.

В работе было изучено также влияние деформации прокаткой на модуль Юнга (E) композиционных материалов. Установлено, что прокатка ведет к уменьшению E, при этом падение E при прокатке оказалось даже большим, чем в композите Cu– HfO_2 , подвергнутом равноканальному угловому прессованию.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 03-03-32606)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПРОЩЕЛКИВАНИЯ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Хусаинов М. А., Попов С. А., Бондарев А. Б.*

Новгородский Государственный Университет имени Ярослава Мудрого

Великий Новгород, Россия,

** Промышленный центр «МАТЭКС», Москва, Россия*

hma@novsu.ac.ru

Систематические исследования механического поведения выпуклого сегмента из сплава с эффектом памяти формы показали, что продавленный (деформированный) сегмент в мартенсите с предварительно заданной формой прощелкивает при отогреве с резким хлопком, а при наличии препятствующего тела – с ударом. Сила хлопка (или сила удара) является основным параметром реализации накопленной энергии. Уровень

накопленной энергии в результате деформирования сложным образом зависит от соотношения геометрических параметров сегмента. Эти параметры включают диаметр (D), толщину (h) и радиус кривизны (R) срединной поверхности (рис. 1).

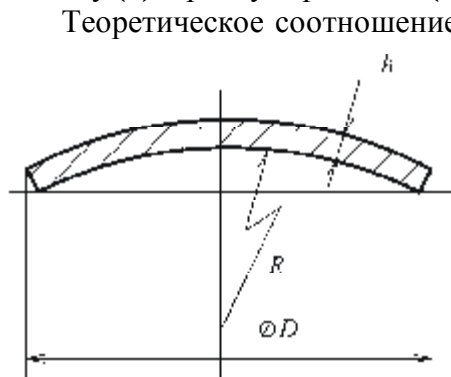


Рис.1. Вид выпуклого сегмента заданной формы с памятью. Сплав TiNi.

Теоретическое соотношение между указанными параметрами, позволяющее реализовать удар максимальной силы, не установлено. В данной работе осуществлена попытка построения регрессионной модели этой зависимости, позволяющей рассчитать геометрические размеры сегмента из заданного сплава TiNi, при которых реализуется удар максимальной силы. Эксперимент был выполнен для диаметров сегментов от 14 до 40 мм. По этим результатам строилась полная квадратичная модель зависимости отклика от этих параметров с последующим применением шаговой регрессии с убыванием числа членов. В результате получена адекватная модель, для которой остаточная дисперсия составляет менее 20% от дисперсии относительного общего среднего.

Определение области изменения параметров, для которых прощелкивание физически реализуется, методами распознавания образов строилась разделяющая поверхность в форме эллипсоида. В результате получена разделяющая поверхность, которая правильно распознает все сегменты с прощелкиванием и 15% сегментов без прощелкивания. Далее методом статистических моделирования в этой области изменения параметров с помощью полученной регрессионной модели выполнялся поиск геометрических параметров, обеспечивающих наибольшие значения силы удара. Результаты расчета хорошо согласуются с экспериментальными данными. Погрешность расчета силы удара составляет не более 10-20%, что находится в пределах погрешности эксперимента.

Разработанные модели позволяют определить параметры, соответствующие наибольшей силе удара, и построить зависимость наибольшей силы удара от диаметра сегмента. Полученный результат представляется чрезвычайно важным с практической точки зрения, поскольку дает возможность рассчитывать оптимальные геометрические размеры сегментов.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ ПРЯМОМ ОТЖИГЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПСЕВДОУПРУГОСТЬ СПЛАВА Ti-50,82at%Ni

Хусаинов М. А., Андреев В. А.*, Малых Н. В., Бондарев А. Б.*

Новгородский Государственный Университет имени Ярослава Мудрого,

Великий Новгород, hma@novsu.ac.ru

*Промышленный центр «МАТЭКС», Москва

andreev@mateks.ru

Известно, что проволока из сплавов, обогащенных никелем, после горячего волочения подвергается термической или термомеханической обработке в целях формирования псевдоупругих свойств. При этом основное внимание уделяется составу сплава, а не температуре и не скорости волочения, которые оказывают существенное влияние на псевдоупругость сплавов. Исследования проводились при скоростях растяжения 0,5;

10; 20; 40 мм/мин и температурах 350, 400, 450, 500°C. В данной работе систематически проанализировано влияние температуры и скорости деформирования на механические свойства и эффект псевдоупругости. Показано, что с повышением скорости растяжения фазовый и обычный пределы текучести заметно возрастают. Предел прочности мало изменяется, относительное удлинение до разрушения увеличивается в 1,5-2 раза по сравнению с низкой скоростью нагружения.

Диаграммы псевдоупругости кардинальным образом отличаются друг от друга при изменении скорости нагружения. Во всех случаях при повышении скорости наблюдается подавление эффекта псевдоупругости, а при понижении возрастание. Противоположные результаты изложены в работе [1]. Различие полученных в опыте данных с литературными, по видимому, связано с температурами деформирования. Здесь описаны опыты, в которых образцы деформировались при разных температурах, а изучали псевдоупругость при скорости растяжения 1,5 мм/мин и температуре 20°C. Это обстоятельство позволяет получить объективную оценку о влиянии скорости нагружения на механические и псевдоупругие свойства для использования данного сплава в практических целях.

1. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. // Эффект памяти формы. ЛГУ, Л. 1987. С.97.

ПЕРВИЧНАЯ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И ВЯЗКО-ХРУПКИЙ ПЕРЕХОД В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ Fe–Ni–В.

Алдохин Д. В., Блинова Е. Н., Глезер А. М.

ГНЦ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина
glezer@imph.msk.ru

Проанализировано влияние процессов первичной кристаллизации на характеристики вязко-хрупкого перехода в аморфных сплавах Fe–Ni–В. Аморфные сплавы были получены методом спиннингования расплава в виде ленты толщиной 20-25 мкм и шириной 8-10 мм. Отжиг образцов проводился в вакууме в интервале температур 300-400 °С в течение 0,5 или 1 часа. Структура сплавов исследовалась на аналитическом электронном микроскопе Philips CM-30 при ускоряющем напряжении 200 кВт. Для исследования характера ближнего упорядочения, формирующегося в аморфном состоянии, использовалась картина спектра потерь энергии электронов. Пластичность сплавов определялась испытанием на изгиб.

Показано, что критическая температура вязко-хрупкого перехода растет по мере возрастания содержания никеля и достигает температуры первичной кристаллизации в сплаве с 33 ат.%. Предложена структурная модель вязко-хрупкого поля при нанокристаллизации. Установлено, что тенденция к охрупчиванию никак не связана со степенью ближнего порядка. Выдвинутая ранее идея о том, что выделение частиц γ -Fe может приводить к повышению пластичности аморфных сплавов в нашем случае не подтвердилась: появление наночастиц γ -Fe–Ni ведет к заметному, хотя и не к нулевому снижению пластичности. Можно предполагать, что структурные механизмы вязко-хрупкого перехода, когда он происходит в рамках аморфного состояния и когда он происходит в момент кристаллизации, существенно различаются.

УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ 20Х2Н4А В РЕЗУЛЬТАТЕ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

kozlov@tsuab.ru

В настоящей работе в качестве объекта исследовались образцы конструкционной легированной стали мартенситного класса 20Х2Н4А следующего химического состава: С (0.16–0.22%), Мп (0.3–0.6%), Si (0.17–0.37%), Cr (1.25–1.65%), Ni (3.25–3.65%), Р, S, Cu (0.025), прошедшие процесс поверхностного насыщения углеродом и азотом при 920 °С (нитроцементация), и последующие этапы термической обработки: высокий отпуск при 620 °С (1 час), затем закалка при 120 °С в масло и низкий отпуск при 180 °С в течение 1 часа. Структурные исследования проводились методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, а также рентгеноструктурным анализом. Сталь 20Х2Н4А в мартенситном состоянии имеет пакетно-пластинчатую структуру, содержащую различные карбидные частицы (Fe_3C , $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{N})_6$, $\text{M}_2(\text{C}, \text{N})$), расположенные внутри и на границах мартенситных пластин, пакетов, реек и фрагментов.

В работе выполнена оценка предела текучести данной стали и измерены следующие характеристики: объемная доля каждого из сформированных вследствие термообработки объемных долей различных типов субструктур (реечный, пластинчатый и бесструктурный мартенситы) P_v , скалярная плотность дислокаций ρ , плотность субграниц ($1/d$, где d – размер фрагментов). Помимо этого рассчитаны размеры и плотность распределения карбидных частиц на границах и внутри мартенситных пластин, реек и фрагментов, по которым рассчитывалась затем их объемная доля.

Упрочнение сталей носит комплексный характер. Значение предела текучести стали состоит из нескольких вкладов, реализуемым тем или иным механизмом упрочнения. Предел текучести стали 20Х2Н4А состоит из суммы следующих компонент или вкладов упрочнений: решеточное или напряжение трения решетки $\alpha\text{-Fe}$, упрочнение, благодаря повышению плотности дислокации, зернограницное, субструктурное и твердорастворное упрочнения и вклад упругих полей. Основной вклад в упрочнение данной стали обеспечивается, благодаря повышению плотности дислокаций; соответствующие значения на поверхности ($\Delta\sigma_d = 75 \text{ кгс/мм}^2$) и на глубине $\approx 2 \text{ мм}$ ($\Delta\sigma_d = 63 \text{ кгс/мм}^2$). Следующий вклад по величине вносит твердорастворное упрочнение (упрочнение атомами легирующих элементов Ni и (C + N)): на поверхности образца $\Delta\sigma_{\text{ТВ}} = 26 \text{ кгс/мм}^2$ и на глубине $\approx 2 \text{ мм}$ (упрочнение только Ni) $\Delta\sigma_{\text{ТВ}} = 12 \text{ кгс/мм}^2$. Зависимость предела текучести от размера зерна хорошо описывается вкладом Холла–Петча, т.е. повышение прочности, происходящее за счет границ зерен в материале, и имеющее на поверхности образца и на глубине 2 мм значение ($\Delta\sigma_3 = 19 \text{ кгс/мм}^2$). По сравнению с дислокационными вкладами определенный вклад в предел текучести вносит субструктурное упрочнение – упрочнение связанное с торможениями сдвигов на границах реек: $\Delta\sigma_c = 8.6 \text{ кгс/мм}^2$ на поверхности, и на глубине $\approx 2 \text{ мм}$ $\Delta\sigma_c = 7.8 \text{ кгс/мм}^2$. Вклад упругих полей в предел текучести значителен (на поверхности $\Delta\sigma_d = 40 \text{ кгс/мм}^2$ и на глубине 2 мм $\Delta\sigma_d = 101 \text{ кгс/мм}^2$). Особое внимание было уделено суммарному вкладу в предел текучести стали. Согласно известным представлениям расчет предела текучести проводили по формуле (1).

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{ТВ}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \sqrt{(\Delta\sigma_d)^2 + (\Delta\sigma_s)^2}, \quad (1)$$

где квадратично складывались следующие вклады: упрочнения дислокациями «леса», упругих полей; остальные вклады складывались аддитивно. Заключительный расчет

показывает, что на поверхности предел текучести имеет значение $\sigma = 140 \text{ кгс/мм}^2$, а на глубине $\approx 2 \text{ мм}$ $\sigma = 120 \text{ кгс/мм}^2$. Оценки вкладов показывают, что нитроцементация достигла своей цели, и материал достаточно упрочнен.

МОРФОЛОГИЯ γ' -ФАЗЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni–Al

Конева Н. А, Попова Н. А, Никоненко Е. Л, Сизоненко Н. Р.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

koneva@tsuab.ru

Методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) проведено сравнительное исследование структуры многокомпонентных сплавов Ni–Al–Co и Ni–Al–Cr, полученных методом направленной кристаллизации с последующим отжигом. Исследуемые сплавы содержали также легирующие элементы, суммарное количество которых не превышало 7 ат.%. Было установлено, что в структуре сплавов, в основном, присутствуют две фазы. Основной является γ' -фаза – многокомпонентная интерметаллидная фаза со сверхструктурой $L1_2$. Второй по объему является γ -фаза – ГЦК твердый раствор с ближним порядком в расположении атомов.

Использование двух структурных методов (РЭМ и ПЭМ) позволило выполнить как идентификацию фазового состава сплавов, так и взаимное расположение фаз и их морфологию. При этом было установлено, что частицы γ' -фазы имеют значительное разнообразие в размерах. На основе количественных измерений выполнена их классификация частиц по размерам γ' - фазы. Эта классификация содержит четыре масштабных уровня. Сравнение масштабных уровней частиц γ' – фазы в исследуемых сплавах представлены в таблице.

Структурный уровень	Элементы структуры		Масштаб размеров частиц γ' – фазы
Уровень дендрита	Частицы γ'_I	Ni – Al - Cr	25 – 90 мкм
		Ni – Al - Co	11 – 23 мкм
Мезоуровень	Частицы γ'_{II}	Ni – Al - Cr	0,4 – 2,5 мкм
		Ni – Al - Co	0,65 – 0,23 мкм
Микроуровень	Частицы γ'_{III}	Ni – Al – Cr	0,09 – 0,13 мкм
		Ni – Al – Co	Нет
	Частицы γ'_{IV}	Ni – Al – Cr	0,03 – 0,08 мкм
		Ni – Al - Co	Нет

Методом РЭМ с использованием сравнительно небольших увеличений было обнаружено, что структура сплавов состоит из больших областей смеси ($\gamma + \gamma'$) – фаз, окружающих довольно крупные частицы γ' -фазы. Размер их особенно значителен в сплаве Ni–Al–Cr (25 ... 90 мкм) и несколько меньше в сплаве Ni–Al–Co (11 ... 23 мкм). Эти крупные частицы γ' -фазы являются частицами первого уровня – γ'_I (см. таблицу). Тонкая структура смеси ($\gamma + \gamma'$) -фаз идентифицирована с использованием метода ПЭМ. В этой смеси γ' -фаза присутствует в виде более мелких частиц второго уровня γ'_{II} (см. таблицу). Такая структура характерна для сплава с химическим составом на основе Ni–Al–Co.

В сплаве Ni–Al–Cr кроме указанных составляющих наблюдаются более мелкие образования γ' -фазы. Внутри частиц γ'_I имеются двухфазные области ($\gamma + \gamma'_{III}$). Возникновение таких областей свидетельствует о фазовой перекристаллизации в сплаве Ni–Al–Cr. Области $\gamma + \gamma'_{II}$ наблюдаются только с помощью метода ПЭМ. Исследование областей ($\gamma + \gamma'_{II}$) в этом же сплаве показало, что эта смесь представляет собой частицы γ' -фазы, размер которых находится в пределах 0,03...0,08 мкм, именуемые γ' -фазой четвертого уровня γ'_{IV} . Они окруженные γ -фазой.

Таким образом, исследования показали, что в сплаве Ni–Al–Co размер частиц γ' - фазы находится в двух масштабных уровнях (см. табл.) и, в соответствии с предложенной классификацией, эти частицы обозначаются γ'_I и γ'_{II} . В сплаве Ni–Al–Cr частицы γ' -фазы, помимо указанных выше размеров имеют в своей структуре частицы γ' -фазы более мелких масштабов, отличающихся на порядок. Они были классифицированы как γ'_{III} и γ'_{IV} .

СВЕРХПЛАСТИЧНОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

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

Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия
saitova-lr@yandex.ru

Перспективной, с технологической точки, зрения является обработка титановых сплавов в сверхпластическом состоянии, что позволяет уменьшить сопротивление деформации и увеличить пластичность [1]. Известно, что сверхпластическое поведение титановых сплавов проявляется обычно при температурах выше 800°C и низких скоростях деформации (10^{-4} с^{-1}) [1,2]. Кроме того, значительное влияние на сверхпластичность оказывает морфология структурных составляющих. В связи с этим уменьшение температуры сверхпластической деформации и (или) увеличение скорости деформации за счет измельчения размера зерна позволяет улучшить обрабатываемость и формуемость титановых сплавов.

В работе представлены результаты исследований механического поведения сплава Ti–6Al–4V в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях при повышенных температурах (500 – 800°C). Показано, что комбинированная интенсивная пластическая деформация, которая включает равноканальное угловое прессование и последующую экструзию, приводит к улучшению сверхпластического поведения сплава Ti–6Al–4V по сравнению с исходным состоянием. При относительно низких температурах и высоких скоростях деформации достигнуты следующие значения удлинения: 286% при $T = 700^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и 516% при $T = 800^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Кроме того, установлено, что ультрамелкозернистый сплав Ti–6Al–4V после сверхпластической деформации демонстрирует при комнатной температуре выдающееся значение прочности – 1500 МПа.

1. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984. 264 с.
2. Sergueeva A.V., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Mukherjee A.K. Enhanced superplasticity in a Ti-6Al-4V alloy processed by severe plastic deformation, Scripta mater., 43 (2000) p. 819-824.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ВЕЛИЧИНУ ПРОБЕГОВ КРАЕВЫХ И ВИНТОВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ NaCl

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

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

feodorov@tsu.tmb.ru

Ранее было установлено, что в процессе воздействия на щелочно-галогидные кристаллы ультрафиолетового излучения (УФ) наблюдается изменение дислокационной структуры и частичное восстановление сплошности в вершине магистральной трещины [1].

Целью данной работы являлось: 1) исследование влияния ультрафиолетового излучения на величину пробега краевых и винтовых дислокаций в лучах розеток, образующихся в поле напряжений индентора; 2) выяснение влияния кратковременного действия УФ излучения на механическое поведение кристаллов при сжатии.

Исследования проводили на оптически прозрачных монокристаллах LiF, NaCl, с количественным содержанием примесей от 10^{-3} до 10^{-2} вес.%. Размер образцов 10x20x5 мм. Облучение осуществляли ртутно-кварцевой лампой ПРК-2 с максимумом излучения на $\lambda \sim 250$ нм, инфракрасную часть спектра отсекали водяным фильтром. Нагружение проводили на приборе ПМТ-3 при фиксированных нагрузках: 10, 20, 40 граммов с одновременным облучением образцов. Время облучения варьировалось от 1 до 60 минут. Во второй серии опытов образцы нагружали на электромеханической машине Instron – 5565 со скоростью перемещения захватов 0,01 мм/мин.

Было установлено, что индентирование и одновременное облучение изменяют структуру дислокационных розеток, в частности, длину дислокационных лучей. При кратковременном УФ облучении длина дислокационных лучей сначала увеличивается, а затем, при увеличении времени воздействия, сокращается. Без облучения длина лучей остается неизменной и не зависит от времени воздействия нагрузки. Эффект наблюдается на дислокационных лучах краевых и винтовых ориентаций и наиболее выражен при небольших нагрузках. Выявлено так же, что при кратковременном УФ облучении и нагружении происходит разупрочнение материала. Предел текучести достигается при меньших значениях напряжений. При предварительном облучении материала наблюдается обратный эффект – кристалл упрочняется.

Таким образом, при воздействии малых доз УФ излучения пробеги краевых и винтовых дислокаций возрастают. При более длительном воздействии УФ излучения пробеги дислокаций сокращаются и становятся сопоставимыми с пробегами без облучения. Показано, что УФ облучение влияет на величину предела текучести. Наблюдаемые эффекты объяснены с позиций дислокационно-экситонных взаимодействий.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (05-01-00759) и гранта № А04-2.9-1161.

1. Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Чемеркина М.В., Чиванов А.В. Залечивание микротрещин в ионных кристаллах при воздействии ультрафиолетового излучения // Вестник Тамбовского государственного университета. – 2003, т. 8, № 4, с. 607-609.

ДВОЙНИКОВАНИЕ, СОПУТСТВУЮЩЕЕ РАЗРУШЕНИЮ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОЦК СПЛАВА Fe+3.25%Si

Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Плужников С. Н., Дудаков С. П., Кириллов А. М.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,

feodorov@tsu.tmb.ru

Наряду со скольжением, двойникование - один из распространенных видов пластической деформации металлов с различными типами решеток. Информация о влиянии двойникования на процесс разрушения крайне интересна и полезна, т.к. до настоящего времени одни исследователи считают двойникование опасным в плане инициирования микроразрушений, другие склонны приписывать ему свойство пластифицировать материал.

Цель работы: установить влияние скорости нагружения и температуры на количественные характеристики двойникования, сопутствующего разрушению поликристалла.

Для проведения исследований использовали поликристаллический ОЦК сплав Fe+3,25%Si (диаметр зерна от 0,2 до 4,5 мм). Растяжение поликристаллических образцов проводили со скоростями деформирования от $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ до $7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ (разрывная машина Instron) при температуре 290 К.

Исследования показали, что в изучаемом интервале скоростей при температуре 290 К количество двойников возрастает с увеличением скорости деформирования (рис. 1). Установлено существование критической скорости $\dot{\epsilon}_{\text{кр}}$ (порядка $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$), при более низких скоростях сопутствующее двойникование не наблюдается. Получены зависимости критической температуры, при которой в зерне не наблюдается двойникования, от размера зерна при разных скоростях нагружения (рис. 2) [1]. При увеличении скорости нагружения угол наклона прямых $T = f(d)$ к оси абсцисс увеличивается. Экстраполируя зависимости $T = f(d)$ на рис. 2 в область более высоких температур получили «вер» прямых с общим полюсом.

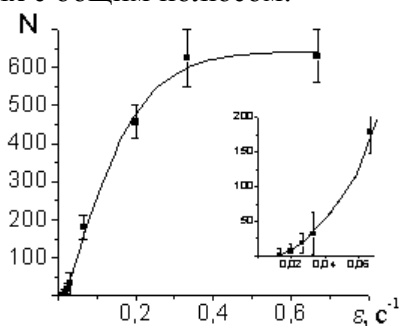


Рис.1. Зависимость общего числа сопутствующих двойников N от скорости нагружения $\dot{\epsilon}$ в поликристалле Fe+3,25%Si.

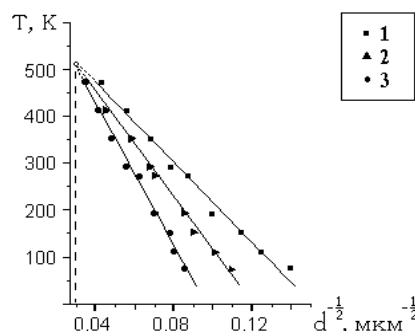


Рис.2. Зависимость характерного размера зерна d от температуры T при скоростях нагружения: 1) $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$; 2) $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$; 3) $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Значения координат полюса показывают, что в данном материале при температуре $T = 520 \text{ К}$ зерно с размером $d \approx 1,1 \text{ мм}$ является «характерным» при любых скоростях нагружения и хрупко-вязкое разрушение поликристалла Fe+3,25%Si с такими зернами не следует связывать с двойникованием.

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

1. Федоров В.А., Плужников С.Н., Королев А.П. Двойникование, сопутствующее разрушению моно- и поликристаллического ОЦК-сплава Fe+3,25%Si в интервале температур 77÷473 К // Вестник Тамбовского государственного университета. – 1998, т. 3, № 3, с. 251-253.

ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Федоров В. А.¹⁾, Глезер А. М.²⁾, Пермякова И. Е.¹⁾, Зайченко С. Г.²⁾,
Капустин А. Н.¹⁾

¹⁾ Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия

feodorov@tsu.tmb.ru,

²⁾ ГНЦ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва,

glezer@imph.msk.ru

Микроиндентирование является распространенным, доступным и достаточно простым методом достоверного определения механических характеристик твердых материалов, не став исключением и при исследовании тонких лент АМС.

В качестве объекта исследования использовали образцы АМС на основе кобальта и железа, толщина которых изменялась в пределах 25-35 мкм. Микротвердость (Hv) определялась по стандартной методике на приборе ПМТ-3 при различных нагрузках на индентор ($P = 10 - 100$ г).

Отмечено, что при индентировании нагрузкой $P < 70$ г, что соответствует глубине проникновения $1/12 - 1/20$ от толщины лент АМС, величина Hv не зависит от P . Это факт дает основание считать, что измерения дают истинные значения микротвердости. Ограничением в методике является нагрузка $P \geq 70$ г, поскольку при ее достижении Hv резко снижаются на 1-2 ГПа. Кроме того, при нагрузках $P \geq 70$ г оценка микротвердости затруднена: а) многочисленными макро- и микротрещинами (на отожженных образцах) или зонами пластической деформации – полосами сдвига (на образцах без отжига), образующимися при вдавливании индентора и сильно искажающими геометрию отпечатка; б) подложка вносит существенный вклад в результаты измерения микротвердости. Таким образом, результаты индентирования исследуемых лент АМС достоверны, если глубина проникновения индентора не превышает 2,5 мкм.

Сравнивая характер зависимостей микротвердости от температуры отжига при микроиндентировании поверхности АМС на основе кобальта и в торец, наблюдается их качественное совпадение. Однако значения микротвердости ниже в объеме, чем на поверхности (на 10-15%), что позволяет сделать заключение о существовании поверхностного слоя с повышенной микротвердостью у исследуемых отожженных лент АМС.

Разработанные методы оценки K_{Ic} – трех- и четырехточечный изгиб образца с надрезом, внецентренное растяжение, двойное кручение – требуют трудоемких этапов механической обработки, наличия специального испытательного оборудования, значительного количества образцов сложной формы. К тонким лентам АМС эти методы определения трещиностойкости неприемлемы. Для оценки K_{Ic} нами применен метод, основанный на локальном нагружении АМС, с использованием обоснованного полуэмпирического соотношения [1]:

$$K_{Ic} = A(E / Hv)^{1/2} P / C^{3/2},$$

где $A = 0,016$ – коэффициент пропорциональности, E – модуль Юнга, Hv – микротвердость по Виккерсу, P – критическая нагрузка появления радиальных трещин, C – длина радиальной трещины. На основании метода микроиндентирования установлено, что вязкость разрушения исследуемых АМС изменяется немонотонно при низких температурах отжига. Это связано с варьированием плотности полос деформации в зависимости от температуры термообработки. В температурном интервале вязко-хрупкого перехода наблюдается резкое четырехкратное падение трещиностойкости. При последующих температурах изотермического отжига величина K_{Ic} выходит на насыщение, принимая приблизительно одинаковые значения, т.к. пластичность АМС околонулевая, и

основной вклад в механизм рассеяния энергии при разрушении вносит энергия распространения магистральных трещин (вклад полос сдвига минимален), слабо зависящая от температуры.

1. Новиков Н.В., Дуб С.Н., Булычев С.И. Методы микроиспытаний на трещиностойкость // Заводская лаборатория. – 1988. – Т. 54. – № 7. – С. 60-67.

МЕХАНИЗМ ВОЗДЕЙСТВИЯ МАЛЫХ ДОЗ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В ЦГК

**Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Кириллов Р. А., Чиванов А. В.,
Ипполитов П. А., Попов В. Ф.**

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

Воздействие средних и больших доз рентгеновского излучения ($D=103-1017$ рад) на ЦГК достаточно хорошо изучено. Вместе с тем, воздействие малых доз рентгеновского излучения на вещество привлекает внимание исследователей.

Цель работы: изучить влияние малых доз рентгеновского излучения ($D = 1-6$ мрад) на движение дислокаций в ЦГК.

Исследования проводили на оптически прозрачных монокристаллических образцах LiF размером $2 \times 5 \times 15$ мм с количественным содержанием примесей $10^{-2}-10^{-3}$ вес %.

Дислокационные розетки на образцах получали при помощи индентирования на микротвердомере ПМТ-3. В первой серии опытов образцы, после индентирования на ПМТ-3, подвергались воздействию внешней механической нагрузки на нагружающем устройстве. Нагружение проводилось при нагрузках от 300 до 900 гр. Во второй серии опытов, при тех же нагрузках, образцы подвергались воздействию малых доз рентгеновского излучения. После второго травления выявлялись остроконечные ямки, как в краевых, так и в винтовых лучах розетки.

Установлено, что длины лучей дислокационных розеток при различных нагрузках увеличились: от 7 до 10 мкм – в случае краевых, и от 5 до 7 мкм – в случае винтовых дислокаций. При одновременном воздействии малых доз рентгеновского излучения и нагрузки длина лучей дислокационных розеток увеличилась соответственно: для краевых дислокаций – от 8,5 до 14 мкм, а для винтовых дислокаций – от 6 до 11 мкм. Графики зависимости длины лучей дислокационных розеток от нагрузки носят линейный характер.

Наблюдаемое увеличение длины лучей дислокационных розеток можно объяснить следующим образом.

Движению дислокаций в ЦГК препятствуют различные дефекты кристаллической решетки – стопоры, набором которых, по существу, определяются динамические свойства дислокации. Преодоление дислокацией стопора возможно двумя путями – перерезанием стопора или огибанием его. В последнем случае вокруг стопора остается дислокационная петля.

Дислокационные отрезки между стопорами состоят из ступенек винтовой и краевой ориентации, которые в ЦГК заряжены. Кроме того, на дислокациях образуются, за счет термической активации, двойные ступеньки.

При облучении ЦГК квантами электромагнитного излучения небольших энергий в них возникают локализованные на дефектах электронные возбуждения и низкоэнергетические экситоны. Это же происходит и на начальных стадиях рентгеновского облучения. При взаимодействии экситона с заряженной ступенькой происходит её смещение

ние вдоль линии дислокации, а сама дислокация при этом смещается на одно межатомное расстояние. Это взаимодействие, по-видимому, способствует огибанию стопоров дислокацией, что, в конечном счете, вызывает её движение в направлении действия касательных напряжений во время рентгеновского излучения.

Кроме того, при рентгеновском облучении кристаллов имеет место распад стопоров в кристалле, например, дивакансий. В связи с этим движение дислокации облегчается. Однако, наряду с распадом дивакансий в кристалле начинают образовываться радиационные дефекты. Тогда движение дислокации будет определяться соотношением между числом распадающихся дефектов N_p и числом образующихся N_o . При наступлении условия $N_o \geq N_p$ движение дислокаций стимулированное действием рентгеновского излучения должно прекратиться.

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

ФИЗИКА СИНТЕЗИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Валюженич М. К., Кривченко А. Л., Штеренберг А. М.

Самарский государственный технический университет, Россия

physics@samgtu.ru

Перспективным направлением создания покрытий из тугоплавких соединений является метод взрывоплазменного напыления. Использовалась схема встречных зарядов. На титановый сплав ВТ9 и ОТ4 наносился порошкообразный бор. Выбор таких материалов должен дать, по замыслу авторов, продукты реакции с высокими физико-механическими и термодинамическими характеристиками.

Сначала провели исследования по определению зависимости толщины покрытия от плотности теплового потока. Тепловой поток менялся в пределах $(1 - 5,7) \cdot 10^8$ Вт/м². Масса распыляемого порошка бора при этом составляла $\sim 4 \cdot 10^{-4}$ кг. Выяснено, что с ростом плотности теплового потока толщина покрытия растет и наиболее оптимальной является ~ 40 мкм. Полученные таким образом образцы исследовали методами рентгеноструктурного анализа, микротвердости и металлографически.

Рентгенограммы, полученные с поверхности покрытия исследуемых образцов показали, что при взаимодействии высокотемпературного газового потока с поверхностью титановых образцов в присутствии порошка бора образуется монолитное покрытие, основу которого составляет диборид титана и непрореагировавший титан. Помимо этого в покрытии может присутствовать соединение Ti_2B_5 , а также незначительное количество карбонида титана.

Фазовый состав остаточного титана представлен в виде α' , ω , α'' фазами. В сплаве ВТ9 ω - фаза составляет основу остаточного титана до 90%. В сплаве ВТ4 ее содержание невелико и, в основном, преобладают α'' и α' – фазы.

Измерения микротвердости по толщине покрытия и металлографический анализ, приблизительно отражающие содержание в покрытии диборида титана, подтверждают вывод о том, что подвод бора в зону реакции происходит за счет кинетической энергии частиц, которая определяется их агрегатным состоянием. На начальном этапе формирования покрытия, когда нагретые частицы еще сохраняют твердое состояние и их проникающая способность максимальна, образуются верхние слои покрытия, обладающие высокой твердостью (высоким содержанием диборида титана) и довольно постоянным ее значением до глубины $15 \div 20$ мкм. По мере разогрева частиц и перехода части из них в парообразное состояние все меньшее их число проникает до границы раздела с основой, и концентрация TiB_2 в покрытии снижается.

ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ К СЛАБОИНТЕНСИВНОМУ БЕТА-ОБЛУЧЕНИЮ

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

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

Исследование изменений свойств полупроводниковых кристаллов под действием ионизирующего облучения является важной задачей, которая обусловлена широким применением полупроводников в различных условиях, в том числе, при повышенном радиационном фоне. В [1] наблюдалось немонотонное во времени радиационно-стимулированное изменение микротвердости H монокристаллов кремния, отождествляемое с многостадийным процессом преобразования подсистемы структурных дефектов.

Цель данной работы заключалась в исследовании влияния термического отжига на состояние подсистемы структурных (собственных и радиационных) дефектов, соответствующее различным стадиям бета-облучения.

В процессе бета-стимулированного (интенсивность $I = 10^5 \text{ см}^{-2}\text{s}^{-1}$, средняя энергия бета-частиц $E = 0.5 \text{ MeV}$) изменения H кремния можно выделить четыре основные стадии. I стадия соответствует первому пику разупрочнения (время облучения $\tau_{\text{irr}} \approx 100 \text{ h}$) до значения H_1 ; II – последующему восстановлению микротвердости к исходному значению ($\tau_{\text{irr}} \approx 200 \text{ h}$); III – второму пику разупрочнения ($\tau_{\text{irr}} \approx 300 \text{ h}$) до значения H_2 ($H_2 \approx H_1$); IV – повторному восстановлению ($\tau_{\text{irr}} \approx 420 \text{ h}$). После этого, установившееся значение микротвердости $H \approx H_0$ сохраняется неизменным (с учетом погрешности) в течение, по крайней мере, $\tau_{\text{irr}} = 200 \text{ h}$. Это свидетельствует о том, что состояние подсистемы структурных дефектов на IV стадии не соответствует исходному.

В результате серии последовательных пятнадцатиминутных отжигов (с шагом в 50°C) установлено, что H_1 и H_2 испытывают скачкообразное восстановление к значению H_0 при температурах отжига $T_1 = 400^\circ\text{C}$ и $T_2 = 300^\circ\text{C}$ соответственно. Дальнейшее увеличение температуры до $T = 600^\circ\text{C}$ не приводит к заметным изменениям восстановленного значения H . Отжиг образцов, не подвергавшихся облучению, не влияет (с учетом погрешности) на величину H .

Образцы, экспонировавшиеся в поле бета-частиц в течение времен, соответствующих I, II и III стадиям, и прошедшие после этого процедуру отжига, вновь подвергались облучению. Установлено, что зависимости $H(\tau_{\text{irr}})$, полученные при первом и повторном (после отжига) облучении качественно и количественно схожи.

Следовательно, пятнадцатиминутный отжиг при $T = 600^\circ\text{C}$ облученного кремния переводит подсистему структурных дефектов в состояние, аналогичное исходному. Таким образом, подобраны условия, позволяющие многократно изменять пластические свойства монокристаллов кремния.

1. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, И.А. Пушкин, Н.Ю. Сучкова, ФТП, 10, 46, 2004.

ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ОСТАНОВКЕ И ЗАЛЕЧИВАНИИ ТРЕЩИН

Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Бутягин А. А., Знобищева Д. В.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

feodorov@!tsu.tmb.ru

Одним из центральных вопросов физики прочности является взаимодействие пластической деформации и разрушения. Современные представления о зарождении трещин в кристаллах рассматривают пластическую деформацию как необходимый подготовительный этап разрушения кристаллических твердых тел. В свою очередь, вершина трещины, являясь эффективным концентратором упругих напряжений, инициирует при остановке и торможении образование характерных пластических зон в ее окрестности. При определенных условиях трещины могут залечиваться, превращаясь в другие дефекты – дислокации или вакансии. Движущей силой процесса в этом случае могут являться сжимающие напряжения, вызывающие появление и движение дислокаций, или поверхностная энергия, стимулирующая вакансионное растворение трещины при повышенных температурах.

В настоящей работе проведен сравнительный анализ процессов пластичности в вершине трещины при различных вариантах ее зарождения, остановки и залечивания. Эксперименты проводились на ионных кристаллах – исландском шпате и фтористом литии. Рассматривались микро- и макротрещины. Первые получали, в основном, при упругом двойниковании кристаллов кальцита. Микротрещины в этом случае могут образовываться как при взаимодействии встречных упругих двойников, так и на границах одиночных двойников, развивающихся под действием локальной нагрузки. Размеры трещин при этом могут меняться от десятка микрон до единиц миллиметров. Причем можно получать трещины либо целиком находящиеся внутри кристалла, либо выходящие на его боковую поверхность. Макротрещины длиной до 20 мм получали расклиниванием и последующим продвижением трещины до нужного размера под действием импульсной нагрузки. Самопроизвольное залечивание микротрещин наблюдали при раздвоении образцов и быстрой их разгрузке в результате боковых отколов.

Изучены основные характеристики пластических зон в вершине трещин в кристаллах фтористого лития, проведено математическое моделирование процесса течения для симметричного и асимметричного расположения линий скольжения относительно плоскости трещины. Показано, что в первом случае размеры и общее число дислокаций в линиях скольжения меньше, чем во втором. Качество самопроизвольного залечивания тем выше, чем меньше пластичность в вершине трещины. Анализ дислокационных структур в области восстановления сплошности показывает, что плотность дислокаций существенно зависит от размеров трещин и состояния их поверхностей. Она минимальна для внутренних микротрещин и самозалечившихся макротрещин с ювенильными поверхностями. В этих случаях на следе трещины разрешаются единичные дислокации, которые можно связать с пластическим смятием отдельных несовпадений противоположных поверхностей трещины. Для макротрещин бездефектно залечившиеся участки наблюдаются в непосредственной близости от вершины трещины и могут достигать размеров до десятков микрон. При контакте поверхностей трещин с атмосферой и увеличении их размеров плотность дислокационных ямок травления существенно возрастает, они образуют сплошную канавку травления на месте залечившейся трещины.

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

НАКОПЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ

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

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург,
tom@fracture.ioffe.rssi.ru

Работа посвящена исследованию развития разрушения в горных породах на различных масштабах. Анализ накопления дефектов проведен с точки зрения двухстадийной модели разрушения гетерогенных материалов (горных пород) [1]. Первая стадия характеризуется дисперсным накоплением не взаимодействующих трещин, которые образуются под действием механической нагрузки. Предполагается, что размер трещин соответствует определенному размеру структурной неоднородности материала. Когда концентрация дефектов в локальной области достигает порогового значения, начинается ускоренное дефектообразование. Разрушение переходит на вторую, очаговую, стадию. В результате развития очага разрушения образуется дефект большего размера, соответствующий следующему масштабному уровню структуры. Особенностью двухстадийной модели является ее инвариантность масштабу процесса. Это означает, что если в материале имеет место полимодальность характерных размеров гетерогенности, как в горных породах [2], то разрушение происходит подобным образом на всех возможных масштабах.

В работе обнаружены очаги разрушения двух соседних масштабных уровней, которые сформировались при деформировании гранитных образцов. Анализ кинетики дефектообразования проведен по параметрам акустической эмиссии (АЭ). Каждый сигнал характеризуется временем, тремя координатами гипоцентра источника и амплитудой, приведенной к референс-сфере. Установлено, что для выявления очага определенного масштабного уровня необходима энергетическая (амплитудная) селекция сигналов АЭ. Определены размеры пространственных областей и времена развития очагов разрушения. Показано, что на каждом масштабном уровне накопление дефектов происходит в виде двух последовательных стадий.

Проведен анализ формирования очага землетрясения с энергией 10^{17} Дж, которое произошло в юго-западном районе Китая. Показано, что и на большом масштабе разрушение происходит подобным образом.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты № 03-05-64831, № 04-05-65287)

1. Kuksenko V., Tomilin N., Damaskinskaya E., and Lockner D., A Two-stage Model of Fracture of Rocks // Pure Appl. Geophys. **146** (2). pp.253-263, 1996.
2. Садовский М.А., Голубева Т.В., Писаренко В.Ф., Шнирман М.Г. Характерные размеры горной породы и иерархические свойства сейсмичности. // Изв. АН СССР, Физика Земли. - 1984. - N2 - с.3-15.

ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССОВ МАССО- И ТЕПЛООБМЕНА В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Ясников И. С., Викарчук А. А.

Тольяттинский Государственный Университет, Россия,
yasn@infopac.ru

Проведённые нами эксперименты показали [1, 2], что при определенных условиях образование пентагональных кристаллов на индифферентной подложке при электроосаждении металлов происходит по схеме: трёхмерный кластер (с икосаэдрическим или декаэдрическим расположением атомов) → некристаллический сферический островок роста → микрокристаллы с дисклинациями → кристаллические образования с пентагональной симметрией → покрытия, плёнки и массивные материалы из них.

Мы предполагаем, что строение, размеры, форма и сценарии развития пентагональных кристаллов определяются особенностью процессов массо- и теплообмена, протекающими в островках роста и микрокристаллах, образующихся на начальных стадиях электрокристаллизации меди. Энергия тока при электролизе тратится на множество процессов, сопровождающих электрокристаллизацию, в частности, на дегидратацию ионов, выделение тепла в электролите, в двойном слое и т. д. Поэтому при описании процесса массо- и теплообмена в островке на начальных стадиях электрокристаллизации меди имеет смысл использовать лишь теплоту, выделяющуюся при образовании твёрдой фазы из отдельных ионов (адаомов).

Считая растущий островок открытой термодинамической системой, нами было показано, что дифференциальное уравнение, описывающее эволюцию температуры островка роста на начальных стадиях электрокристаллизации меди, имеет вид:

$$4\Delta H_{KP} \frac{\rho}{\mu} f_V R \frac{dR}{dt} - \alpha_{эфф} (T - T_0) R + 2\gamma_{эфф} \frac{dR}{dt} - \frac{4}{3} c \rho f_V R^2 \frac{dT}{dt} = 0, \quad (1)$$

где ΔH_{KP} – удельная теплота образования твёрдой фазы с декаэдрическим или икосаэдрическим расположением атомов, μ – молярная масса, ρ – плотность, f_V – объёмный фактор, R и T – радиус и температура островка роста в момент времени t соответственно, T_0 – температура электролита и подложки, c – удельная теплоёмкость островка роста, $\alpha_{эфф}$ и $\gamma_{эфф}$ – эффективный коэффициент теплоотвода и эффективная удельная поверхностная энергия островка роста.

Выбор режима электроосаждения определяет вид функциональной зависимости $R(t)$, что приводит к различному виду дифференциального уравнения, описывающего температурную эволюцию $T(t)$ островка роста. Введём безразмерные радиус и температуру островка роста по формулам:

$$x = R/R_0; \quad y = (T - T_0)/T_0. \quad (2)$$

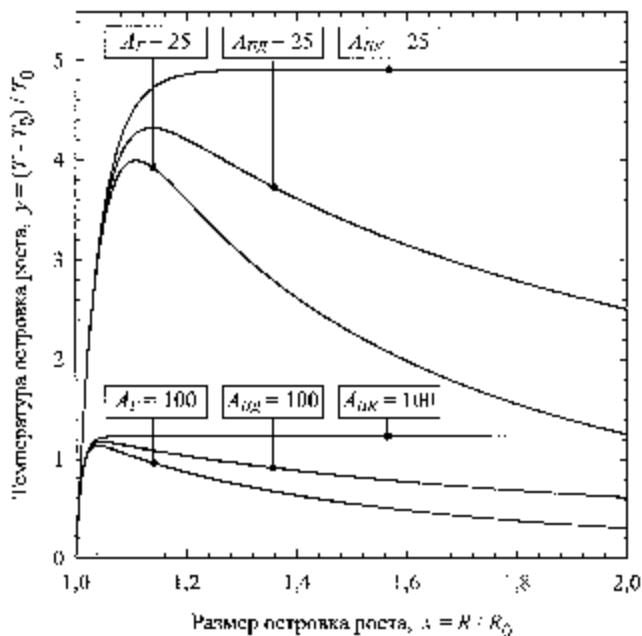
Тогда из уравнения (1) мы получаем дифференциальное уравнение, описывающего температурную эволюцию островка роста:

$$x^2 \frac{dy}{dx} + Ax^n y = Bx + D, \quad (3)$$

где показатель степени n определяется режимом электроосаждения (в гальваностатическом режиме $n = 3$; в потенциостатическом режиме в случае диффузионных ограничений на рост островка $n = 2$, а в случае кинетического роста в потенциостатическом режиме $n = 1$).

При этом коэффициент A характеризует процессы теплообмена в островке при различных режимах электроосаждения; коэффициенты B и D характеризуют особенности процессов энергосвободения при кристаллизации и при формировании поверхности растущего островка соответственно, при этом их значения не зависят от режима электроосаждения.

Дифференциальное уравнение (3) было решено численно. Графики зависимостей температуры островка от его размера при различных режимах электроосаждения в зависимости от значений параметра A представлены на рисунке.



Проведённый анализ позволяет сделать следующие выводы:

1. При любом режиме электроосаждения температура в растущем островке в определённом диапазоне размеров островка резко возрастает и может превысить температуру плавления меди (следует иметь в виду, что температура плавления малых частиц значительно меньше температуры плавления массивной меди). Именно повышение температуры в островках способствует реализации фазового перехода «некристаллические островки – микрокристаллы с дисклинацией».

2. Максимального значения температуры в островке роста можно достичь, варьируя условия

теплообмена, в частности, путём увеличения локальной плотности тока или уменьшением теплопроводности подложки. На подложках, обладающих высокой теплопроводностью нагревание островка в процессе роста исключено, и поэтому образование пентагональных кристаллов из некристаллических островков в этом случае невозможно.

3. После достижения максимального значения температура в островке, растущем в гальваностатическом режиме, резко падает до температуры подложки уже при удвоенном значении размера островка от момента начала роста температуры. При потенциостатическом режиме электроосаждения в случае кинетического роста, возможно поддерживать высокую температуру в островке сравнительно долго.

4. Если островок находился в жидкообразном состоянии и в этот момент прекратить ток (доставку ионов) и обеспечить достаточно быстрый отвод тепла от островка в электролит и подложку, то можно добиться аморфизации металла.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508).

1. А. А. Викарчук, А. П. Воленко *Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения* // Физика твёрдого тела – 2005. – т. 47, вып. 2. – стр. 339 – 344.
2. А. А. Викарчук, А. П. Воленко, В. И. Скиданенко *Модель начального этапа электрокристаллизации меди на индифферентных подложках* // Известия РАН. Серия физическая – 2004. – т. 68, № 10. – стр. 1384 – 1390.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОСТРОВКАХ РОСТА НА НАЧАЛЬНЫХ ЭТАПАХ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Ясников И. С., Викарчук А. А.

Тольяттинский Государственный Университет, Россия,
yasn@infopac.ru

Проведённые нами исследования показали, что при трёхмерном зародышеобразовании, которое имеет место на подложках с малой адгезией, рост кристаллов меди представляет собой сложный процесс совокупности фазовых превращений в условиях интенсивного тепло- и массообмена. При этом многообразие форм кристаллов, образующихся при электрокристаллизации меди, особенности их роста и направления развития дефектной структуры в них определяются именно этими условиями тепло- и массообмена, происходящими в островках роста размером от 0,1 до 1,0 мкм и имеющих некристаллическое строение.

Возможные сценарии развития событий в растущем островке и образующиеся при этом пентагональные малые частицы, трубки и кластеры схематично представлены на рис. 1

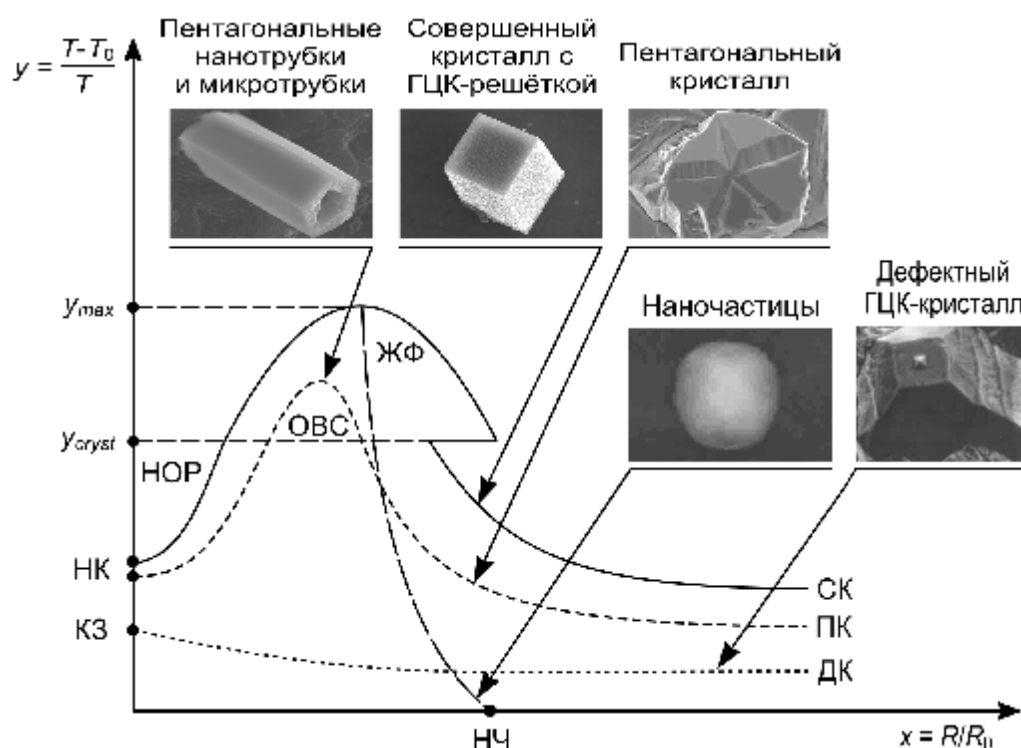


Рис. 1. Сценарии превращения островков роста в кристаллы и кристаллические образования (НК – некристаллический кластер; КЗ – кристаллический зародыш; НОП – некристаллический островок роста; ОБС – островок роста в высокотемпературном состоянии; ЖФ – жидкая фаза; НЧ – наночастицы с пятерной симметрией; СК – совершенный кристалл; ПК – пентагональный кристалл; ДК – дефектный кристалл).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508).

РЕЛАКСАЦИЯ ВНУТРЕННИХ ПОЛЕЙ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МИКРОТРУБКАХ В ПРОЦЕССЕ ИХ РОСТА ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Ясников И. С., Довженко О. А., Викарчук А. А.

Тольяттинский Государственный Университет, Россия,
yasn@infopac.ru

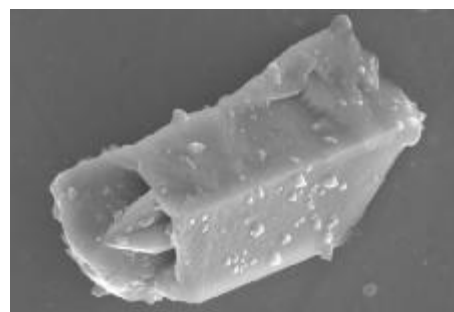
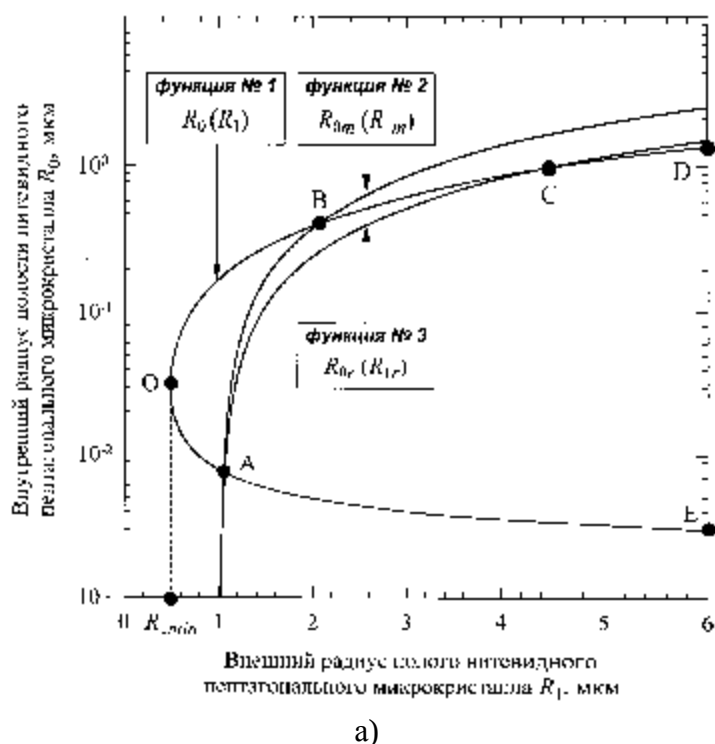
В работе [1] нами была предпринята попытка обосновать наблюдаемое на практике возникновение полости в нитевидных пентагональных кристаллах, выросших до определённых размеров в процессе электрокристаллизации меди, а также их последующее преобразование в монокристалл. При этом растущий пентагональный кристалл рассматривался как открытая термодинамическая система, в которой процесс образования полости описывался в рамках линейного приближения термодинамики неравновесных процессов И. Р. Пригожина [2].

В рамках работы [1] были получены уравнения, задающие в неявном виде функцию $R_0(R_1)$, которая определяет зависимость радиуса полости R_0 в нитевидном пентагональном кристалле от внешнего радиуса кристалла R_1 при которых реализуется стационарное состояние в процессе роста кристалла (график № 1, рис. 1, а), а также функциональная зависимость $R_{0m}(R_{1m})$ задающая границы размеров пентагональной микротрубки, выше которых энергетически выгодно преобразование полого пентагонального кристалла в монокристалл (график № 2, рис. 1, а).

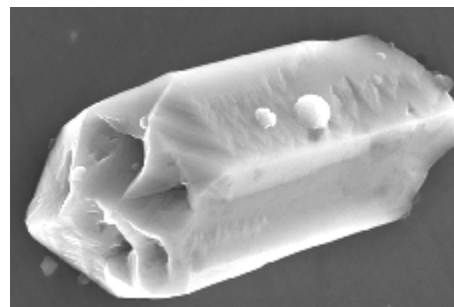
Однако проведённые в последнее время эксперименты по электроосаждению меди в потенциостатическом режиме выявили образование перемычек внутри полости пентагональной микротрубки, которые были расположены перпендикулярно граням внутренней пентагональной полости (рис. 1 б, в). Кристаллографический анализ пространственного расположения перемычек показал, что они эквивалентны кристаллографическим плоскостям (100) с поверхностной энергией $\gamma_{100} = 2,93 \text{ Дж/м}^2$. Данный экспериментальный факт свидетельствует о возможности релаксации упругих напряжений, связанных с дефектом дисклинационного типа, в полых пентагональных микротрубках. Пятёрная симметрия при этом будет сохраняться до размеров значительно больших, чем те, которые определяются зависимостью $R_{0m}(R_{1m})$. Учёт образования перемычек в полости приводит к изменению функции $R_{0m}(R_{1m})$ и её преобразованию к функциональной зависимости $R_{0r}(R_{1r})$ (график № 3, рис. 1, а). Проведённый анализ с учётом выявленных экспериментальных фактов позволяет сделать следующие выводы:

Графики функций $R_{0m}(R_{1m})$ и $R_{0r}(R_{1r})$, соответствующие границе энергетически выгодного преобразования полого нитевидного пентагонального кристалла в монокристалл как без учёта, так и с учётом релаксации упругих напряжений, связанных с дефектом дисклинационного типа, соответственно разбивают функциональную зависимость $R_0(R_1)$ на несколько дуг (см. рис. 1, а). На дуге ОВ возможен рост пентагонального микрокристалла с полостью внутри, значение размера R_0 которой устойчиво (по Ляпунову) по отношению к флуктуациям и фиксировано в процессе роста кристалла. На дуге ОА также возможен рост пентагонального микрокристалла с полостью внутри, однако значение размера R_0 для такого роста неустойчиво (по Ляпунову) по отношению к флуктуациям, и такие полости могут закрываться в процессе роста. На дуге ВС устойчивый рост полого пентагонального микрокристалла невозможен из энергетических соображений, однако выявленный канал релаксации упругих напряжений, связанных с

дефектом дисклинационного типа сохраняет устойчивый рост кристалла вплоть до точки С. Именно на стадии роста, отвечающей дуге ВС, происходит образование перемычек, которые расположены перпендикулярно граням внутренней пентагональной полости и таким образом сохраняют пентагональную симметрию в микротрубке в процессе её роста. На дугах АЕ и CD графика зависимости $R_0(R_1)$ любые термодинамические флуктуации управляющих параметров ведут к энергетически выгодному преобразованию полого нитевидного пентагонального кристалла в монокристалл.



б)



в)

Рис. 1. Диаграммы эволюции и формоизменения полости в нитевидном пентагональном микрокристалле (а) и электронномикроскопические изображения перемычек в полости пентагональных микротрубочек (б, в).

Стоит особо отметить, что перемычки, расположенные перпендикулярно граням внутренней полости являются рёбрами жёсткости для пентагональной микротрубки и существенно увеличивают её жёсткость по отношению к изгибу. Пентагональные микротрубки такой конфигурации могли бы применяться в качестве микрозондов и микрощупов при диагностике и изучении морфологии поверхности физических объектов.

Таким образом, использование неравновесной термодинамики и понятия стационарного состояния достаточно корректно при описании эволюции нитевидного пентагонального кристалла и его формоизменения в процессе роста.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508).

1. И. С. Ясников, А. А. Викарчук *Термодинамика образования полости в нитевидных пентагональных кристаллах в процессе электроосаждения меди* // Сборник трудов XLIII Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». – Витебск, 2004. – Т. 1. – С. 265 – 272.
2. И. Р. Пригожин *Введение в термодинамику необратимых процессов*. – Ижевск: РХД, 2001. – 160 с.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti–Ni–3.0%Fe, ПОДВЕРГНУТОГО ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Белоусов М. Н.¹⁾, Коротицкий А. В.¹⁾, Макушев С. Ю.²⁾, Прокошкин С. Д.¹⁾,
Добаткин С. В.³⁾, Хмелевская И. Ю.¹⁾

¹⁾ Московский Институт Стали и Сплавов,
prokoshkin@tmo.misis.ru

²⁾ ИМФМ ЦНИИЧМ им. И. П. Бардина, Москва

³⁾ ИМЕТ РАН

Исследовали сплавы с памятью формы (СПФ) Ti–47.5ат.%Ni–2.4ат.%Fe (сплав 1), Ti–47ат.%Ni–3.0ат.%Fe (сплав 2) и Ti–46.6ат.%Ni–3.4ат.%Fe (сплав 3) для криофитных термомеханических соединений. Все сплавы подвергали закалке от 800 °С и высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) прокаткой при 700 °С с обжатием 40 %, сплав 2 подвергали интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) по схемам: РКУП при 500 °С, $N = 4$ + РКУП при 400 °С, $N = 4$; РКУП при 450 °С, $N = 8$; РКУП при 450 °С, $N = 8$ + отжиг 450 °С, 1 час (N – число проходов). Структуру сплавов исследовали рентгенографическим и электронномикроскопическим методами, определяли максимальную полностью обратимую деформацию $\epsilon_{r,1}^{\max}$ и максимальное реактивное напряжение $\sigma_r^{\max}$.

Структура исследуемых сплавов после закалки представляет собой при комнатной температуре зерна В2-аустенита с небольшим количеством фазы Ti₂Ni. ВТМО приводит к формированию в аустените сплавов Ti–Ni–Fe развитой динамически полигонизованной субструктуры, наблюдаются примерно равноосные субзерна размером 1.5 – 2.0 мкм. В результате РКУП в сплаве 2 формируется субмикроструктурная зеренная структура аустенита с размером зерна около 0.3 мкм.

Изучена кинетика и определены характеристические температуры мартенситных превращений. Сплав 2 наиболее приемлем с точки зрения положения интервала мартенситных превращений. ВТМО способствует некоторому понижению интервала мартенситных превращений, а в сплаве 2 – и уменьшению количества образовавшегося мартенсита. РКУП сплава 2 приводит к уплощению гистерезисной петли мартенситного превращения, уменьшению ширины гистерезиса и переходу от обычного соотношения $M_S < A_S$ к соотношению $M_S > A_S$.

Наибольшая величина $\epsilon_{r,1}^{\max}$ после закалки и ВТМО достигается на сплаве 2. РКУП сплава 2 обеспечивает более высокую обратимую деформацию ($\epsilon_{r,1}^{\max} = 9\%$) по сравнению с контрольными закалкой и ВТМО (7.8 и 8.2%).

Величина $\sigma_r^{\max}$ сплава 2 после закалки составляет 250 МПа, а после ВТМО 420 МПа. РКУП сплава 2 приводит к значительному увеличению реактивного напряжения, по сравнению с закалкой и ВТМО – до 700 МПа.

В результате проведенных исследований можно сделать заключение, что по комплексу получаемых функциональных свойств обработка по схеме РКУП сплава Ti–47%Ni–3%Fe предпочтительна для изготовления термомеханических муфт.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ И ОТЖИГЕ И ПОВЫШЕНИЕ КОМПЛЕКСА ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Ti–Ni

Прокошкин С. Д.¹⁾, Браиловский В.²⁾, Хмелевская И. Ю.¹⁾, Добаткин С. В.³⁾,
Инаекян К. Э.¹⁾, Демерс В.²⁾, Бастараш Е.²⁾, Татьяна Е. В.⁴⁾

¹⁾ *Московский институт стали и сплавов, г. Москва, Россия,*
prokoshkin@tmo.misis.ru

²⁾ *Высшая технологическая школа, г. Монреаль, Канада*

³⁾ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия*

⁴⁾ *Институт физики высоких давлений РАН, г. Троицк, Россия*

Изучено влияние низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) прокаткой при комнатной температуре со степенями деформации от $\epsilon = 0.30$ – 0.88 до интенсивной с $\epsilon = 1.9$ и последеформационного отжига (ПДО) на структуру, механическое поведение и функциональные свойства сплава Ti–50.0%Ni с памятью формы.

Исследование механического поведения сплава при разных температурах после НТМО и ПДО выявило, что увеличение степени деформации при НТМО, помимо повышения прочностных характеристик, заметно расширяет температурный интервал проявления сверхупругости.

Увеличение степени деформации от 0.30 до 1.9 позволяет получить при последующем отжиге разнообразные структуры аустенита, в частности, после интенсивной НТМО (1.9) и ПДО в интервале 350–400 °С формируется нанокристаллическая структура.

Как показало сравнительное исследование функциональных свойств после всех режимов НТМО с ПДО, наличие нанокристаллической структуры в аустените, позволяет увеличить одновременно максимальную полностью обратимую деформацию и максимальное реактивное напряжение. Так, после НТМО с $\epsilon = 0.30$ и ПДО при 300 – 350 °С в случае полигонизованной структуры максимальная полностью обратимая деформация достигает 6,5–7%, а максимальное реактивное напряжение – 900 МПа, в то время как в случае нанокристаллической структуры аустенита (НТМО, $\epsilon = 1.9$ и отжига при 400 °С), максимальная полностью обратимая деформация возрастает до 8%, а максимальное реактивное напряжение достигает более чем 1400 МПа. Такое значение максимального реактивного напряжения является «рекордным» для этого сплава. Следует отметить, что, судя по характеру изменения электросопротивления образца во время генерации-релаксации напряжения, большая часть генерации и релаксации реактивного напряжения происходит в ходе R→B2 и B2→R превращений соответственно.

Полученные в работе результаты свидетельствуют не только о возможности получения нанокристаллической структуры аустенита в сплавах на основе никелида титана, в частности, в результате НТМО и ПДО, но и возможности практического использования таких материалов.

РЕАЛИЗАЦИЯ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ГЕНЕРАЦИЯ И РЕЛАКСАЦИЯ РЕАКТИВНОГО НАПРЯЖЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti–Ni–Nb(–Zr) С ШИРОКИМ МАРТЕНСИТНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ

Абрамов В. Я.¹⁾, Александрова Н. М.²⁾, Боровков Д. В.³⁾, Макушев С. Ю.²⁾,
Полякова Н. А.²⁾, Попов Н. Н.⁴⁾, Прокошкин С. Д.³⁾, Хмелевская И. Ю.³⁾

¹⁾ НИКИЭТ, г. Москва

²⁾ ИМФМ ЦНИИЧЕРМЕТ им. И.П. Бардина, г. Москва

³⁾ *Московский институт стали и сплавов, г. Москва, Россия,*
prokoshkin@tmo.misis.ru

⁴⁾ РФЯЦ-ВНИИЭФ, г. Саров

Методами световой микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа, рентгеновской дифрактометрии, измерения микротвердости и функциональных свойств памяти формы исследовали сплавы Ti–Ni–Nb(–Zr) с широким гистерезисом мартенситного превращения. Образцы сплавов после предварительной прокатки при 850 °С с обжатием 40 % подвергали закалке от 800 °С и ВТМО (прокатка за один проход при 800 °С с обжатием 27 % и немедленным охлаждением в воде).

Определены: структура, фазовый и элементный состав сплавов, твердость структурных и фазовых составляющих. Изучена кинетика мартенситных превращений и определены характеристические температуры мартенситных превращений сплавов до наведения ЭПФ, влияние на них термомеханических обработок.

Определены параметры свободного формовосстановления (обратимая деформация, степень восстановления формы и температурный интервал) при реализации ЭПФ и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) и влияние на них термомеханической обработки.

Методами световой и растровой электронной микроскопии проведено систематическое исследование структуры, фазового и элементного состава сплавов Ti–Ni–Nb(–Zr) в состоянии после термической и термомеханических обработок.

Исследовано влияние температуры деформации, наводящей ЭПФ, на температурный интервал восстановления формы сплавов.

Сплавы 45ат.%Ti–45ат.%Ni–10ат.%Nb (сплав 1) и сплав 42.6ат.%Ti–46.5ат.%Ni–8ат.%Nb–2.9ат.%Zr (сплав 2) способны генерировать весьма высокие (600–900 МПа) реактивные напряжения при умеренном нагреве (до 140–180 °С) выше комнатной температуры и достаточно широком диапазоне наведения обратимой деформации (в интервалах температур наводящей ЭПФ деформации $T_i = -90...0$ °С и величины общей наводящей ЭПФ деформации $\varepsilon_t = 5...15$ %). Уровень реактивного напряжения, превышающий 300 МПа, сохраняется при охлаждении сплава 1 до температур ниже –20 °С, а сплава 2 – ниже –50 °С. ВТМО оказывает положительное влияние по сравнению с закалкой на характеристики генерации и релаксации реактивного напряжения, повышая его величину и понижая температуру релаксации при охлаждении.

Старение сплавов Ti–Ni–Nb(–Zr) в интервале температур 400–600 °С повышает степень восстановления формы, но при этом подавляет способность к проявлению высокотемпературного эффекта памяти формы.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПАРАМЕТРОВ РЕШЕТКИ МАРТЕНСИТА БИНАРНЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni

Гундырев В. М.¹⁾, Зельдович В. И.¹⁾, Коротицкий А. В.²⁾, Прокошкин С. Д.²⁾,
Федоров С. В.²⁾

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

²⁾ *Московский государственный институт стали и сплавов*
tony@fin.misis.ru

Методами рентгеноструктурного анализа исследованы концентрационные и температурные зависимости параметров решетки В19'-мартенсита бинарных сплавов Ti-Ni, а также влияние на эти параметры исходного деформационного состояния аустенита, из которого образуется мартенсит.

Установленное в работе [1] существование концентрационных зависимостей параметров решетки В19'-мартенсита в заэкваторной области концентраций никеля подтверждается и для интервала криогенных температур и распространяется, по крайней мере, до 51,2 % никеля.

Температурные зависимости параметров решетки В19'-мартенсита наблюдаются во всем исследованном интервале концентраций никеля, и они примерно одинаковы для разных сплавов в области существования стабильного мартенсита (соотношение между параметрами решетки разных сплавов сохраняется). В температурной области развития обратного мартенситного превращения все параметры моноклинной ячейки В19'-мартенсита изменяются в сторону соответствующих параметров ГЦТ-ячейки аустенита, с которыми они имеют генетическую связь.

Максимальная деформация решетки, приведенная к точке M_S каждого сплава, а, следовательно, и ресурс обратимой деформации, в доэкваторном и экваторном сплавах превышает эту величину, рассчитанную для заэкваторных по никелю сплавов.

Для сплава Ti-50,7 ат.%Ni показано различие параметров решетки мартенсита, образовавшегося из рекристаллизованного и из наклепанного (после пластической деформации при комнатной температуре прокаткой с обжатием 25% и дорекристаллизационного нагрева) аустенитов. Это различие является общим для сплавов, претерпевающих как одностадийное $B2 \rightarrow B19'$ (установлено на сплаве Ti-50,0 ат.%Ni в [1]), так и двухстадийное $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ мартенситное превращение (сплав Ti-50,7 ат.%Ni).

1. С.Д. Прокошкин, В. Браиловский, С. Тюренн, И. Ю. Хмелевская, А.В. Коротицкий, И.Б. Трубицына / О параметрах решётки В19'-мартенсита в бинарных сплавах Ti-Ni с памятью формы // Физика металлов и металловедение. – 2003, – Т. 96, – №1, – С. 62-71

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ, ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Семина А. П., Глезер А. М.*, Коновалов С. В., Громов В. Е., Пискаленко В. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

gromov@physics.sibsiu.ru

ГНЦ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва

Структура и свойства аморфных сплавов существенным образом должны зависеть от целого ряда факторов, сопровождающих закалку из расплава: от температуры расплава, величины избыточного давления, скорости вращения закалочного диска, природы материала, из которого он изготовлен, и от ряда других факторов. В связи с этим в данной работе предпринята попытка установить влияние некоторых технологических параметров спиннингования и химического состава аморфных сплавов на механические свойства аморфных сплавов системы $\text{Fe}_{82,5-x}\text{Ni}_x\text{P}_{17,5}$, где $0 \leq x \leq 34$, которая представляет интерес для практического применения. С целью получения более достоверной информации в условиях одновременного влияния нескольких параметров в работе использовался метод математического планирования эксперимента.

Как известно, наиболее эффективным методом получения аморфных сплавов с высокими механическими свойствами является закалка из жидкого состояния. Специфика этого метода заключается в осуществлении резкой закалки расплава со скоростью $\approx 10^6$ град/сек. В работе использован наиболее распространенный способ закалки из расплава – спиннингование расплава.

Для анализа влияния параметров спиннингования и режимов термообработки на механические свойства аморфных сплавов системы $\text{Fe}_{82,5-x}\text{Ni}_x\text{P}_{17,5}$ использовано математическое планирование эксперимента. Варьируемыми факторами являлись следующие: содержание никеля, избыточное давление струи расплава, скорость вращения закалочного диска, температура перегрева расплава относительно температуры кристаллизации, угол испускания расплава.

Анализируя полученные результаты, следует отметить, что наибольшее влияние на величину микротвердости оказывает число оборотов закалочного диска и температура расплава, причем их влияние противоположно. Увеличение скорости вращения диска повышает величину микротвердости, а повышение температуры перегрева расплава, наоборот, понижает ее. Увеличение содержания никеля в аморфных сплавах также снижает значение микротвердости. Влияние параметра a незначительно, а величина избыточного давления вообще не оказывает влияния на микротвердость и, соответственно, на предел текучести.

Изменение параметра пластичности d показало, что технологические параметры также оказывают на нее существенное влияние. Так, уменьшение температуры перегрева расплава и избыточного давления увеличивает значение параметра d . Значение параметра a и содержание никеля существенного влияния на пластичность закаленных сплавов не оказывают, а скорость вращения закалочного диска в исследованном интервале значений вообще на него не влияет.

Можно предполагать, что влияние параметров получения и химического состава при спиннинговании расплава на прочность и пластичность аморфных сплавов Fe–Ni–P связано, главным образом, с их влиянием на размер и характер распределения областей свободного объема, “замораживаемого” при закалке из расплава в аморфной матрице, на изменение корреляции в расположении атомов, а также с возможными эффектами взаимодействия расплава с материалом тигля.

ИСТОЧНИКИ И АМПЛИТУДА ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В ЛИТОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 30ХНЗМФА

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

СибГИУ, Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Исследование выполнено на литой конструкционной среднелегированной стали 30ХНЗМФА, которая подверглась предварительной термической обработке (гомогенизация 1125 °С, 13 часов, нормализация 980 °С, 10 часов и высокий отпуск 660 °С, 10 часов с охлаждением на воздухе) и последующей закалке от 950 °С, 5 часов с охлаждением на воздухе. Изучение проведено на тонких фольгах методом просвечивающей дифракционной микроскопии на электронных микроскопах УЭМВ-100В, УЭМВ-100К и ЭМВ-100Л при ускоряющем напряжении 100 кВ и рабочих увеличениях в колонне микроскопа $\sim(20000-70000)$ крат.

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

Проведенные исследования показали, что кристаллическая структура матрицы стали состоит из двух фаз: твердого раствора углерода и легирующих элементов в α -Fe с ОЦК кристаллической решеткой и твердого раствора углерода и легирующих элементов и γ -Fe с ГЦК кристаллической решеткой.

Основной составляющей в структуре матрицы закаленной стали является α -фаза, которая занимает $>90\%$ объема материала. Структура α -фазы представляет собой смесь пакетного (или реечного), пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита и бейнита.

Остаточный аустенит (γ -фаза) в пакетном и пластинчатом низкотемпературном мартенсите располагается по границам мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек. В пластинчатом высокотемпературном мартенсите он располагается внутри мартенситных кристаллов и имеет вид «островков» или «игл». В бейните остаточного аустенита не обнаружено.

В работе показано, что закалка стали сопровождается формированием дальнедействующих полей напряжений, проявляющихся при электронно-микроскопических исследованиях тонких фольг в виде экстинкционных изгибных контуров, присутствующих во всех структурных составляющих α -фазы. Известно, что наличие экстинкционных контуров есть результат изгиба кристаллической решетки, или изгиба кристалла α -матрицы. Чем меньше ширина контура, тем сильнее изогнут кристалл, т.е. тем выше амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ (при этом $\chi \sim h^{-1}$, где h – ширина контура) и, соответственно, выше амплитуда полей напряжений σ (при этом $\sigma \sim \chi^{-1/2}$). В работе показано, что амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ , рассчитанная из ширины экстинкционных контуров, в мартенситной составляющей α -фазы существенно выше, чем в бейнитной. Кроме того установлено, что в мартенситной составляющей α -фазы χ имеет наибольшее значение в пакетном мартенсите и наименьшее – в пластинчатом низкотемпературном мартенсите.

Проведен анализ формы и размера экстинкционных контуров и установлены их источники, т.е. установлены источники полей напряжений. Показано, что границы мартенситных реек в пакетном мартенсите менее напряжены, чем сами кристаллы (рейки). В отличие от пакетного мартенсита, в пластинчатом мартенсите границы мартенситных пластин, более напряжены, чем сами пластины.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЗАКАЛКИ НА БЕЙНИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И СОСТОЯНИЕ АУСТЕНИТА

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

СибГИУ, Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Материалом исследования являлась литая конструкционная сталь 30ХНЗМФА. Образцы, имеющие форму слитков размером $80 \times 80 \times 260$ мм, подвергались предварительной термической обработке: гомогенизация 1125°C , 13 часов, нормализация 980°C , 10 часов и высокий отпуск 660°C , 10 часов с охлаждением на воздухе. Затем проводилась закалка от 950°C (выдержка 5 часов) при двух скоростях охлаждения: 1) $10^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ (на воздухе) и 2) $100^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ (в воду).

Исследования проводились методами дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах на электронных микроскопах УЭМВ-100В, УЭМВ-100К и ЭМВ-100Л при малых (2000-4000 крат) и больших (20000-50000 крат) рабочих увеличениях в колонне микроскопа. В работе выполнено как качественное, так и количественное исследование. Вся количественная обработка проводилась отдельно в каждой из структурных составляющих α -фазы, а затем в целом по материалу.

Проведенные исследования показали, что при обеих скоростях закалки структура матрицы состоит из двух фаз: α - и γ -твердого раствора. Основной составляющей структуры является α -фаза. Структура α -фазы представляет собой морфологическую смесь пакетного и пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита, а при пониженной скорости закалки еще и бейнита. Бейнит представляет собой набор практически параллельных кристаллов, образующих пакеты (по типу пакетного мартенсита). Такой бейнит, названный пакетным нижним бейнитом, характеризуется тем, что в отдельных бейнитных кристаллах, образующих пакеты, выделения цемента располагаются вдоль одного направления под углом, близким к 60° , к границе кристалла. Объемная доля такого бейнита составляет 10% от доли α -фазы. В работе показано, что при пониженной скорости закалки превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ начинается сначала в бейнитной области и затем в мартенситной. Вследствие этого в структуре стали образуется бейнит и, далее, пластины высокотемпературного мартенсита. Чем выше скорость закалки, тем меньше вероятность попадания в область бейнитного превращения. Поэтому при закалке с пониженной скоростью в структуре стали присутствует бейнитная составляющая α -фазы.

Как отмечалось выше, в структуре матрицы исследуемой стали присутствует γ -фаза, или остаточный аустенит, образовавшийся в результате неполного мартенситного превращения при закалке стали. Остаточный аустенит независимо от скорости закалки присутствует преимущественно на границах мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек. Размер прослоек и количество γ -фазы в целом по материалу с ростом скорости закалки убывают. Однако влияние скорости закалки в различных структурных составляющих α -фазы различно. Установлено, что при повышенной скорости закалки в пластинчатом высокотемпературном мартенсите $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение проходит более полно. В пакетной составляющей α -фазы, представленной пакетным мартенситом и пакетным бейнитом, пониженная скорость закалки приводит к появлению бейнитной составляющей и, вследствие этого, к частичному обеднению материала углеродом. Остаточный аустенит в пакетном бейните отсутствует. Это свидетельствует о том, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в нем прошло практически полностью. В пакетном мартенсите $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение развито недостаточно.

Таким образом, в работе показано, что скорость закалки влияет на степень $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в каждой из структурных составляющих α -фазы исследуемой стали.

ОБРАЗОВАНИЕ ЯЧЕЕК КОНЦЕНТРАЦИОННОГО РАССЛОЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

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

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

Электровзрывное легирование металлов – новый способ упрочнения и защиты поверхности. При его осуществлении поверхность оплавляется импульсной гетерогенной плазменной струей, формируемой при электрическом взрыве проводников. Слой расплава взаимодействует с компонентами плазмы (как плазменным, так и конденсированным), а затем кристаллизуется при теплоотводе в объем металла. В связи с тем, что данный способ обработки характеризуется необычными условиями на поверхности, связанными с образованием ударно-сжатого слоя с высокими значениями температуры и давления, конвективным перемешиванием расплава под действием неоднородного давления струи на поверхность, микроструктура модифицированного легированием поверхностного слоя имеет ряд особенностей. В данной работе проведен анализ одной из них.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг на приборе ЭМ-125 исследовали образцы никеля после электровзрывного науглероживания и борирования поверхности.

После науглероживания в поверхностном слое и слое, расположенном на глубине ~ 1 мкм, были обнаружены области материала размерами 5–10 мкм, имеющие ярко выраженную двухфазную структуру, организованную по принципу системы «микроду-плекс». Одна из фаз имела форму глобул, средний размер которых составлял ~ 230 нм. Глобулы были разделены прослойками второй фазы, толщина которых изменялась в пределах от 50 до 150 нм. Микродифракционный анализ показал, что глобулы представляли собой твердый раствор углерода в никеле, а прослойки – графит. Такие же ячейки были обнаружены и в борированных слоях никеля на глубине $\sim 0,3$ –3 мкм. Они имели малоугловую разориентацию и объединялись в блоки размерами ~ 1 мкм. Ячейки были разделены прослойками, либо отдельно расположенными частицами второй фазы, средняя толщина которых составляла ~ 30 –40 нм. Индицирование микроэлектронограмм показало, что ячейки представляют собой твердый раствор на основе никеля, а прослойки – бориды никеля состава NiB_3 и Ni_4B_3 .

Ранее формирование подобных структур наблюдали в различных условиях, в частности, при плавлении стали мощным ионным пучком, при электронно-лучевой обработке промышленных сталей, содержащих включения карбидной фазы субмикронных размеров. Они были названы «ячейками концентрационного расслоения». Было показано, что они формируются в результате высокоскоростного плавления частиц какой-либо фазы и последующей высокоскоростной кристаллизации объема материала, окружающего расплавившуюся частицу. Сверхвысокие скорости нагрева и охлаждения ($\sim 10^8$ – 10^9 К/с) существенно ограничивают время протекания выравнивающей диффузии, способствуя созданию высокого уровня концентрации элемента внедрения в локальном объеме расплава. Последующая высокоскоростная кристаллизация протекает с образованием ячеек концентрационного расслоения. Для случая анализируемых систем Ni-C и Ni-B можно предположить, что данные области в первом случае формировались в результате высокоскоростного растворения частиц графита, образовавшихся при электровзрывном разрушении углеграфитовых волокон, а во втором, – частиц порошка бора, внесенных струей в оплаиваемый слой.

ИЗНОСО- И ЖАРОСТОЙКОСТЬ БОРСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ

Каратеев В. К., Будовских Е. А., Горюшкин В. Ф., Пермиков А. А., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Gromov@physics.sibsiu.ru

В работе определяли свойства покрытий, нанесенных на поверхность образцов стали Х12 с использованием явления электрического взрыва проводников. Для этого в качестве взрываемого проводника использовали тонкую алюминиевую фольгу в виде полоски, закрепляемой на торцах коаксиальных электродов. На фольге размещали порошковую навеску смеси гадолиния с бором, взятых в стехиометрическом соотношении, необходимом для образования боридов. При разряде через фольгу батареи импульсных конденсаторов в локализованном объеме разрядной камеры с направляющим соплом получали гетерогенную плазменную струю, с помощью которой порошковые частицы навески переносились на облучаемую поверхность. Режим обработки поверхности подбирали таким образом, чтобы на ней формировалось покрытие, сцепление которого с металлом основы обеспечивалось незначительным (на глубину порядка нескольких микрон) его оплавлением.

Спектральный анализ показал, что в анализируемом слое глубиной около 20 мкм присутствуют как гадолиний и бор, так и алюминий, железо и хром.

Определение микротвердости поверхности после нанесения покрытий показало, что она достигала величин в пределах от 8 до 18 ГПа. Это свидетельствовало о том, что компоненты навески вступали между собой в химическое взаимодействие с образованием боридов гадолиния. Ранее образование новых соединений в поверхностном слое при электровзрывной обработке было обнаружено в режиме легирования, когда поверхность испытывала оплавление, и происходило насыщение расплава компонентами гетерогенной струи.

Нанесенные покрытия подвергали экспресс-анализу на абразивную износостойкость. Для этого под нагрузкой 60 Н к поверхности прикладывали вращающийся цилиндр из бесцветного электрокорунда, который при частоте вращения 460 об/мин вытирал на ней лунку. Износостойкость оценивали по убыли массы образцов после испытаний. Для образцов в состоянии поставки убыль массы составила $32,7 \pm 7,6$ мг, а для образцов с покрытиями – $9,2 \pm 3,8$ мг, т.е. увеличилась примерно в 3 раза.

Испытания на жаростойкость в атмосфере воздуха проводили при температурах 800, 850 и 900 °С. Для массового показателя газовой коррозии образцов в состоянии поставки при указанных температурах были получены следующие значения: 1,3; 5,3 и 11,8 г/(м²ч). Образцы с покрытием показали следующие результаты: 1,2; 2,7 и 8,9 г/(м²ч). Таким образом, наиболее эффективно испытываемое покрытие действовало как защитное при температуре 850 °С. При этой температуре жаростойкость образцов с покрытием увеличилась в 2 раза по сравнению с образцами без электровзрывной обработки. При температурах 800 и 900 °С увеличение жаростойкости составило 1,8 и 1,3 раза, соответственно. Аналитически зависимость скорости газовой коррозии образцов от температуры описывали с помощью уравнения Аррениуса. При этом было установлено, что энергия активации процесса окисления образцов стали без обработки составила 232 кДж/моль, а после обработки – 207 кДж/моль.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЛН ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ

Соколов М. А.

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

В настоящее время установлено, что зарождение и рост микросдвигов играет существенную роль в процессе деформирования и разрушения материалов [1]. Особую роль в развитии пластических деформаций играют структурные изменения в материале, связанные с коллективными процессами в системе микросдвигов. Ряд экспериментальных исследований указывают на волновую природу пластической деформации [2]. Изучалась волновая природа пластического деформирования при ударном нагружении. Для этого использовалась ранее разработанная теория, в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на пластические свойства твердых тел [3,4]. Проведено численное моделирование высокоскоростного налета цилиндрического образца армко-железа на жесткую стенку. В аппроксимацию функции, отвечающей за генерацию микросдвигов, введен член, описывающий нелокальность, который учитывает распространение волн пластической деформации в пространстве.

В результате численного моделирования получено, что структурно-кинетический переход по параметру плотности микросдвигов распространяется от сечения к сечению стержня с некоторой скоростью, и, как следствие, распространяется скачок скоростей пластических деформаций. Релаксация напряжений происходит последовательно в каждом сечении образца. При этом распространение пластической деформации вдоль по длине образца можно рассматривать как своеобразную пластическую волну, имеющую свойства уединенной волны, в частности, имеет место сильная зависимость скорости пластической волны от амплитуды. Наблюдается увеличение скорости пластической волны с ростом величины импульса напряжений. При небольших амплитудах нагружающего импульса волна пластичности затухает, пройдя небольшое расстояние. С ростом амплитуды глубина проникновения волны пластичности по длине образца увеличивается. Показано, что волна пластичности формируется в условиях ориентационно-скейлингового перехода в ансамбле микросдвигов и имеет фронт, распространяющейся с групповой скоростью, определяемой нелинейной динамикой перехода и свойствами нелокальности среды. Установлен пороговый характер возбуждения волн пластичности и увеличение скорости пластической волны с ростом величины импульса напряжений.

1. Бетехтин В.И., Савельев В.Н., Петров А.И. Кинетика накопления микроскопических разрывов сплошности в процессе испытания алюминия на долговечность и ползучесть. // Физика металлов и металловедение. - 1974. - Т.38, вып.4.- С.834-842.
2. Панин В.Е., Зуев Л.Б., Данилов В.Е., Мних Н.М. Пластическая деформация как волновой процесс // Докл. АН СССР.- 1989.- Т.308, №6.- С.1386-1389.
3. Наймарк О.Б. О термодинамике деформации и разрушения твердого тела с микротрещинами. Институт механики сплошных сред, АН СССР, Свердловск, 1982.- С.3-34.
4. Naimark, O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture. In: Proceedings IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture. Kluwer, The Netherlands, 1996.

МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ИМПУЛЬСАМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

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

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

Gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

Для широко используемой в энергетическом и транспортном машиностроении стали 08X18H10T методами просвечивающей электронной микроскопии установлены физические механизмы повышения ее усталостного ресурса импульсным токовым воздействием.

Усталостное нагружение стали числом $N_1 \sim 100000$ циклов (промежуточная стадия для токового воздействия) привело:

- к увеличению скалярной плотности дислокаций до $2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что способствовало реорганизации дислокационной субструктуры по пути увеличения объемной доли организованного типа дислокационных субструктур;
- к формированию дефектов упаковки и микродвойников;
- к коагуляции частиц карбида титана состава TiC;
- к некоторому растворению частиц карбида типа $M_{23}C_6$ на фронте перемещающихся границ и выделению на них прослойки частиц карбида состава Cr_3C_2 ;
- к формированию микротрещин вдоль межфазной границы раздела карбид/матрица;
- к формированию микротрещин в объеме частиц карбидной фазы субмикронных размеров.

Дальнейшее нагружение приводит к разрушению, которое наступает при $N_2 \sim 170\,000$ циклов. В разрушенных образцах наблюдается микродвойникование, а также полиморфное $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситное превращение, протекающее в объемах материала, и коагуляция частиц карбида титана. Эволюция дефектной субструктуры, выявленная на уровне внутризеренного состояния стали, выражается, прежде всего, в увеличении скалярной плотности дислокаций ($\rho \sim 3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) по сравнению с состоянием материала на промежуточной стадии нагружения ($\rho \sim 2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

Электростимулирование способствует некоторой перестройке дислокационной субструктуры: субструктура дислокационного хаоса замещается "упорядоченным" типом дислокационной субструктуры (сетчатой, клубково-сетчатой и ячеисто-сетчатой) и сопровождается протеканием начальных стадий рекристаллизации. Электростимулирование приводит к незначительному увеличению средних размеров частиц карбида титана по сравнению с усталостно нагруженным образцом. Активную роль в растворении частиц играют дислокации, формирующие вокруг частиц клубковую субструктуру. Анализ состояния дислокационной субструктуры разрушенного после токового воздействия материала вблизи зоны разрушения при $N_3 \sim 250\,000$ циклов показывает, что скалярная плотность дислокаций увеличилась в $\sim 1,6$ раза (по отношению к электростимулированному на промежуточной стадии нагружения состоянию): с $3,2 \cdot 10^{10}$ до $5,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что приводит в дальнейшем к эволюции дислокационной субструктуры стали. Объемная доля сетчатой субструктуры возросла до $\sim 92\%$ за счет клубково-сетчатой субструктуры (остальное – ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура).

Усталостное нагружение после электростимулирования сопровождается динамической рекристаллизацией. Зерна рекристаллизации, как правило, формируются в стыках исходных зерен. Средние размеры их составляют 1,5...2,0 мкм.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СИЛЬНОТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Коваленко В. В., Иванов Н. Ф., Козлов Э. В.*, Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

Gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

Импульсные электронные пучки являются уникальным и высокоэффективным инструментом формирования высоких эксплуатационных характеристик. В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии изучены закономерности структурно-фазовых превращений в стали У7А, обработанной интенсивным электронным пучком.

Высокоскоростной нагрев стали У7А сильноточным электронным пучком приводит к плавлению в пятне облучения приповерхностного слоя толщиной 20 – 30 мкм. При этом образуется многофазная структура, основным (~ 65 %) компонентом которой является мартенсит, относящийся по морфологическому признаку к пластинчатому низкотемпературному мартенситу, характерному для стали, закаленной с печного нагрева. По сравнению с закалкой с печного нагрева, изменяется коэффициент анизотропии кристаллов: если после закалки с печного нагрева отношение поперечных размеров кристаллов мартенсита к продольным составляло примерно 1:10, то после электронно-лучевой обработки оно стало примерно 1:4. При этом, чем больше в зерне сохранилось остаточного аустенита, тем ближе данные размерные параметры кристаллов мартенсита стали, закаленной с печного нагрева, и стали после электронно-лучевой обработки. Во-вторых, вблизи границ зерен формируются области, кристаллы мартенсита в которых фрагментированы. На микроэлектронограммах, полученных с таких кристаллов, обнаруживается весьма высокий уровень размытия рефлексов, который соответствует азимутальной разориентации фрагментов примерно 10 град. В-третьих, образуются растущие параллельно границе кристаллы мартенсита, как бы окаймляющие зерно исходного аустенита. Данный вариант мартенситного превращения наблюдается в зернах микронных размеров, объемная доля остаточного аустенита в которых составляет 85-90 %. В-четвертых, при такой обработке повышается (по сравнению с печной обработкой) содержание остаточного аустенита, объемная доля которого составляет около 35 % объема матричной фазы. В-пятых, происходит существенное неоднородное распределение остаточного аустенита в стали – при переходе от зерна к зерну объемная доля остаточного аустенита изменяется от единиц до десятков процентов, достигая в отдельных зернах 90-95 %. Соответственно этому изменяется и морфология остаточного аустенита – от тонких прослоек до образований зеренного типа. В-шестых, происходит формирование располагающихся вдоль границ зерен островках остаточного аустенита субзеренной структуры, азимутальная разориентация которой достигает примерно 10 град. В-седьмых, частично сохраняются (в единичных случаях) исходные глобулы цементита, расположенные в стыках границ зерен.

ПРИРОДА ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ

Соснин О. В., Громов В. Е., Воробьев С. В., Иванов Н. Ф.,
Козлов Э. В.*, Пискаленко В. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

Gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

Воздействие мощными токовыми импульсами на определенном участке усталостной кривой способно увеличить ресурс изделия до 70 % [1]. В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ формирования структурно-фазовых состояний и дислокационных субструктур в сталях различных структурных классов, что позволило выявить природу повышения усталостной выносливости. Она заключается в следующем:

Сталь 45Г17ЮЗ

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

Сталь 60ГС2 (феррит + перлит)

- 1) Немонотонный характер перестройки зеренной структуры.
- 2) Торможение эволюции дислокационных субструктур.
- 3) Растворение частиц второй фазы на границах зерен.
- 4) Зона усталостного роста трещины: а) Релаксация концентраторов напряжений; б) увеличение ширины зоны (критической длины трещины); в) уменьшение шага усталостной трещины; г) увеличение коэффициента безопасности; д) формирование глобулярного цементита; е) повышение дисперсности зоны.
- 5) Зона долома: а) снижение скалярности плотности дислокаций; б) уменьшение размера фреттинг-частиц;

Сталь 60ГС2 (закаленная, структура мартенсита)

- 1) Локальная частичная динамическая рекристаллизация в стыках границ зерен, пакетов и пластин мартенсита.
- 2) Зона усталостного роста трещины: а) релаксация упругих полей напряжений, формирующихся в стыках зерен и субзерен, содержащих большое количество частиц второй фазы, осуществляемая в результате обратного $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращения; б) снижение скалярной плотности дислокаций в кристаллах мартенсита, субзернох и зернах; в) уход атомов углерода с дислокаций и кристаллической решетки α -фазы с образованием частиц карбидной фазы.
- 3) Зона долома: а) коагуляция частиц карбидной фазы; б) фрагментация кристаллов пакетного мартенсита; в) формирование ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуры в объеме материала с зернами α -фазы (30%). В 70% зерен наблюдаются кристаллы мартенсита и субзеренная структура.

1. О.В. Соснин, В.Е. Громов, Э.В. Козлов и др. Усталость сталей при импульсном токовом воздействии. / Новокузнецк. Изд-во СибГИУ. 2004. 464 с.

ПУТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР ПРИ МАЛО- И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Громова А. В., Иванов Н. Ф., Коваленко В. В., Пискаленко В. В., Козлов Э. В.*

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

Gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

Анализ эволюции дислокационных субструктур (ДСС) позволяет устанавливать закономерности накопления повреждений и разрушения при усталости. В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ формирования дислокационных субструктур (ДСС) в разрушенной при малоцикловой ($N_2 = 13000$) и многоцикловой ($N_2 = 170000$) усталости стали 08X18H10T и на промежуточной стадии нагружения ($N_1 = 8000$ и 100000 , соответственно).

Малоцикловая усталость

При N_1 циклов нагружения объемная доля хаоса снижается до 0,35, а сетчатая, ячеистая и фрагментированная субструктуры составляют 0,25; 0,25 и 0,15, соответственно. Исследования дислокационной субструктуры показали, что в процессе усталостных испытаний до N_2 в области материала, примыкающей к поверхности разрушения формируются ячеистая и фрагментированная субструктуры. Объемная доля фрагментированной субструктуры составляет 0,55 при значении плотности дислокаций в ней $1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Объемная доля ячеистой субструктуры - 0,45, при $\rho = 1,7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Средняя плотность дислокаций в образце $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Очевидно, что на начальных циклах испытания формируется ячеистая субструктура, которая позже превращается во фрагментированную. Плотность свободных дислокаций во фрагментированной субструктуре оказывается ниже, поскольку часть дислокаций уходит на формирование субграниц.

Многоцикловая усталость

Усталостное нагружение стали ($N_1 \sim 100000$) приводит к множественным изменениям дефектной субструктуры материала. Основным элементом дефектной субструктуры зерен на данной стадии нагружения следует считать дислокационную субструктуру, по типу организации подобную дислокационной субструктуре исходного состояния. Объемная доля хаотической субструктуры $\sim 12\%$, сетчатой субструктуры $\sim 67\%$, клубково-сетчатой – 15% , остальное – ячеисто-сетчатая субструктура. Средняя по объему материала плотность дислокаций $\rho \sim 2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что несколько выше, чем в исходном состоянии.

Усталостное разрушение образца наступает после $N_2 = 170000$ циклов нагружения. Основными элементами дефектной субструктуры зерен разрушенного образца являются дислокационная субструктура и микродвойники деформационного происхождения. Преобладающим типом дислокационной субструктуры является сетчатая, в существенно меньшей степени присутствует клубково-сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры. Средняя по объему материала плотность дислокаций $\rho \sim 4,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что более чем в 3 раза выше средней плотности дислокаций исходного состояния.

В завершенных ДСС (ячеистая и фрагментированная) присутствуют границы раздела, по которым могут образовываться и распространяться микротрещины. Однако в этой стали наиболее опасными местами являются межфазные границы – γ -карбид TiC и γ - ϵ мартенсит (в исследованной стали усталостная деформация всегда обеспечивала появление ϵ -мартенсита. Именно по ним и происходило зарождение и развитие микротрещин.

РАСТВОРЕНИЕ ЦЕМЕНТИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

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

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

Gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

Исключительно гибким (по сравнению с лазерным, как наиболее распространенным) поверхностным источником динамического термического воздействия на материалы являются интенсивные импульсивные электронные пучки (ИЭП).

Целью исследований, результаты которых изложены в настоящей работе, являлось обнаружение закономерностей структурных и фазовых превращений, протекающих при растворении глобулярного цементита в углеродистой стали У7, обработанной ИЭП [1].

Начальные стадии преобразования глобулярных частиц цементита под воздействием тепла, передаваемого электронным пучком обрабатываемой стали, обнаруживаются на расстоянии ~10-12 мм от границы с пятном расплава. Они заключаются в формировании в частице вдоль раздела с матрицей дефектного слоя, толщина которого составляет десятки нанометров.

Индицирование микроэлектронограммы, полученной с глобулы цементита, позволило выявить, наряду с рефlekсами цементита, дополнительные слабовыраженные рефlekсы, которые принадлежат к роду железа состава Fe_2C .

Следующая стадия преобразования материала сопровождается формированием в объеме α -фазы вдоль границы раздела с карбидом некоторого промежуточного слоя, отделенного от матрицы большеугловой границей. Последнее, по-видимому, свидетельствует о полиморфном $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращении в объеме стали.

По мере приближения к пятну электронно-лучевого воздействия увеличивается толщина и усложняется фазовый состав (выявляются рефlekсы γ -фазы) переходного слоя, изменяется морфология (фиксируются кристаллы линзовидной формы) формирующей его α -фазы. Следующая стадия преобразования глобулы цементита связана со сменой механизма разрушения карбида: наряду с твердофазным фиксируется жидкофазное растворение глобулы. По мере приближения к пятну расплава степень растворения частиц цементита усиливается. Это приводит к нарушению симметрии переходной зоны. Вокруг растворяющихся частиц наряду с переходной областью сферической формы наблюдается образования кристаллографически направленных областей.

На заключительной стадии формируется трехфазная структура, состоящая из частицы цементита неправильной формы (неполностью растворившаяся глобула цементита) и кристаллов пластинчатого мартенсита, расположенных в зерне остаточного аустенита.

1. В.В. Коваленко, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Э.В. Козлов Структурно-фазовый анализ процессов, протекающих при растворении глобулярного цементита. / Материаловедение, 2004, №11 с. 24-29

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЕ ПЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКОЙ

Юрьев А. Б., Морозов М. М., Ефимов О. Ю., Иванов Н. Ф., Громов В. Е.,
Козлов Э. В.*, Пискаленко В. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

Gromov@physics.sibsiu.ru

**Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

В настоящее время при производстве стержневой арматуры все шире применяются технологии термического упрочнения, связанные с принудительным охлаждением раскатов в линии прокатного стана. Исследования структур и фазового состояния, формирующихся в сечении стержней в результате прерывистой закалки, очень важны для понимания механизмов превращения аустенита и позволяют целенаправленно изменять структуру и механические характеристики арматуры. В результате быстрого охлаждения потоком воды и последующего отогрева в арматурном прутке формируются градиентные структурно-фазовые состояния. Такая технология позволяет стали типа 25Г2С и 35ГС заменить на сталь СТЗПС, что обеспечивает экономию ресурсов.

В настоящей работе прослежены механизмы формирования структурно-фазовых состояний в термоупрочненной арматуре диаметром 12-25 мм.

Структура приповерхностного слоя, независимо от диаметра арматурного стержня, формируется в результате сдвигового (мартенситного) механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при быстром охлаждении потоком воды. Образующийся мартенсит по морфологическому признаку относится к пакетному. В отдельных случаях обнаруживаются кристаллы пластинчатого высокотемпературного мартенсита, средние поперечные размеры которых в несколько (4-5) раз больше средних поперечных размеров кристаллов пакетного мартенсита. Мартенситная структура находится в состоянии отпуска под действием тепла приосевого объема прутка, что приводит к релаксации дислокационной субструктуры, фрагментации кристаллов мартенсита и образованию центров рекристаллизации, а также интенсивному протеканию процесса карбидообразования. Структура центральной зоны арматуры сформирована зернами феррита, свободными от частиц цементита, либо содержащих данные частицы различной морфологии и размеров на границах и в объеме; колониями пластинчатого перлита. В арматуре диаметра 25 мм еще одной структурной составляющей центральной зоны прутка являются пластины видманштеттова феррита.

Независимо от расстояния до центра прутка и диаметра арматуры (12 или 25 мм), поверхность разрушения имеет ямочное строение, указывая на вязкий характер разрушения. При этом в приповерхностном слое глубина ямок разрушения несколько меньше, чем в центральной зоне образца. Последнее свидетельствует о более пластичном состоянии центральной зоны стержня по отношению к приповерхностному слою, что, очевидно, связано с различием в структурно-фазовом состоянии данных объемов материала. На внутренней поверхности ямок часто наблюдается определенный узор, образованный следами скольжения, наиболее ярко проявляющийся в условиях множественного скольжения материала в процессе разрушения.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08X18H10T ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Молотова К. Е., Юрков М. С., Садовиков К. А., Коновалов С. В., Громов В. Е.

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

Методами современного физического материаловедения выполнено исследование многоциклового усталости стали 08X18H10T, подвергнутой многоцикловым усталостным испытаниям.

При исследовании дефектной субструктуры и фазового состояния стали методами электронной микроскопии установлено, что в исходном состоянии исследуемая сталь представляет собой поликристаллический агрегат на основе ГЦК кристаллической решетки (γ -Fe). Дефектная субструктура зерен характеризуется набором дислокационных субструктур. В стали наблюдаются зерна, содержащие хаотически распределенные по объему зерна дислокации и зерна, имеющие «упорядоченную» дислокационную субструктуру: сетчатая субструктура, дислокационные жгуты, ячеисто-сетчатая слабоориентированная дислокационная субструктура, оборванные малоугловые границы с ветвящейся и петлеобразной конфигурациями. Основной является хаотическая, занимающая $\sim 0,75$ объема материала. Скалярная плотность дислокаций, усредненная по объему материала, составила $\sim 1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В исследуемой стали выявлены карбидные частицы двух типов: частицы карбида хрома типа $M_{23}C_6$ состава $(Fe, Cr)_{23}C_6$ и частицы карбида титана состава TiC. Основным карбидом стали исходного состояния являются частицы TiC. Средние размеры частиц составляют $62,4 \pm 5,6$ нм.

Основным элементом дефектной субструктуры зерен на промежуточной стадии нагружения ($N_1 \sim 100000$) следует считать дислокационную субструктуру, по организации подобную дислокационной субструктуре исходного состояния. Объемная доля хаотической субструктуры $\sim 12\%$, сетчатой субструктуры $\sim 67\%$, клубково-сетчатой – 15% , остальное – ячеисто-сетчатая субструктура. Средняя по объему материала плотность дислокаций несколько выше, чем в исходном состоянии $\sim 2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Усталостное нагружение приводит к появлению дефектов упаковки и микродвойников деформационного происхождения. Объем материала, содержащего деформационные микродвойники, составляет $\sim 14\%$.

Усталостное разрушение образца наступает после $N_2 \sim 170000$ циклов нагружения. Основными элементами дефектной субструктуры зерен разрушенного образца являются дислокационная субструктура и микродвойники деформационного происхождения. Преобладающим типом дислокационной субструктуры является сетчатая; в существенно меньшей степени присутствует клубково-сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры. Средняя по объему материала плотность дислокаций $\rho \sim 4,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Микродвойники деформационного происхождения в разрушенном материале наблюдаются практически в каждом зерне. Как правило, микродвойники располагаются пачками; в зерне может присутствовать до трех различным образом ориентированных пачек микродвойников. Деформационное двойникование стали сопровождается полиморфным превращением. Основной карбидной фазой разрушенного материала являются частицы карбида титана состава TiC.

Усталостное разрушение стали, сопровождающееся повсеместным формированием микродвойников деформации, привело к существенному увеличению плотности изгибных экстинкционных контуров и, соответственно, роли дальнедействующих полей напряжений в формировании прочностных характеристик стали. Амплитуда кривизны-

кручения кристаллической решетки в объеме материала, содержащем частицы карбидной фазы, уменьшилась более чем в два раза, по сравнению с промежуточной стадией усталостных испытаний и составила $\chi \sim 2 \cdot 10^3 \text{ см}^{-1}$.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СТАЛИ

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

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

В работе [1] рассматривался электропластический эффект в стали в процессе различных видов пластической деформации: волочение, усталость. Типичные значения амплитудной плотности тока имеют величину: $j = 100 \text{ МА/м}^2$, а плотность дислокаций в типичных условиях механических испытаний [1,2] $\rho = 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Время воздействия тока на образец $\tau \cong 10 \text{ с}$, частоты токовых ($\sim 100 \text{ Гц}$) и механических импульсов ($\sim 10 \text{ Гц}$) принципиального значения не имеют, что подтверждено экспериментом и соответствующими теоретическими расчетами [1]. Это объясняется тем, что эффекты накопления факторов пластификации (и повреждаемости) материала от импульса к импульсу имеют экстенсивный характер и качественно новых закономерностей не обнаруживают [1].

Заметим, что указанная выше плотность дислокаций соответствует механической нагрузке $\sim 1 \text{ ГПа}$, что соответствует критическому уровню внутренних напряжений в стали по В. В. Рыбину [1]. При таких нагрузках в стали формируются дислокационные структуры: сетки, ячейки и фрагменты [1,2]. Самоорганизация ансамбля дислокаций в рассматриваемом нами случае плотности дислокаций, как было показано в [1], является следствием синергетической роли подвижных дислокаций по Г. Хакену. Эффект подчинения (“порабощения”) закрепленных дислокаций подвижными находит свое принципиальное объяснение в том, что дислокации ускоряются под действием эффективных напряжений электронного ветра (электропластический эффект) $\sigma = m u_F j / e$, где m – масса электрона, e – заряд электрона, u_F – фермиевская скорость электрона, j – плотность электрического тока [1,2]. Для случаев волочения дополнительная пластификация стали, обусловленная измельчением фрагментов дислокационных субструктур под действием тока, подтверждает, в целом, теорию электропластического эффекта на количественном уровне строгости [1]. В наших условиях эксперимента фрагменты уменьшаются примерно в два раза (размер нанофрагмента $\sim 10 \text{ нм}$) [1].

Таким образом, развитый нами взгляд на теорию электропластичности стали находится в хорошем количественном согласии с основными соотношениями и представлениями об электропластичности.

1. В.А.Петрунин, О.В.Соснин, С.В.Коновалов, В.В.Целлермаер, В.Е.Громов // Изв.вузов. Черная металлургия. 2004. № 6. С.30-34.
2. В.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов, Н.К.Дорошенко // XIII Петербургские чтения по проблемам прочности. С.-Пб.:ФТИ.2002.С.17.

ОБРАЗОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СТАЛИ 60ГС2 ПРИ УСТАЛОСТИ С ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИЕМ

Ивахин М. П., Иванов Ю. Ф.*, Коновалов С. В., Козлов Э. В.*, Громов В. Е.

В работе анализируются результаты, полученные при исследовании механизма формирования структурного и фазового градиента в закаленной стали 60ГС2, подвергнутой многоцикловым усталостным испытаниям в условиях импульсной токовой обработки ($f=70$ Гц, $t=15$ с), способствующей увеличению ее ресурса работоспособности в $\sim 1,7$ раза. Исследования дефектной субструктуры и фазового состава стали осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг.

Закалка стали привела к полиморфному превращению с образованием кристаллов пакетного и пластинчатого мартенсита, вдоль границ которых в отдельных случаях наблюдались прослойки остаточного аустенита. Последующий низкотемпературный отпуск способствовал: снижению скалярной плотности дислокаций с $\sim 10 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $\sim 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; выделению и росту частиц цементита, расположенных внутри и по границам кристаллов мартенсита.

Усталостные испытания стали, подвергнутой токовому воздействию, привели к разрушению образца через 246000 циклов нагружения. К этому моменту в образце формируется спектр структур, закономерным образом располагающихся по мере удаления от поверхности разрушения и обусловленных, в основном, усталостным преобразованием пакета кристаллов мартенсита. В слое, расположенном на максимальном удалении от поверхности разрушения (~ 4 мм), фиксируется структура, сформированная в результате электростимулирования усталостно нагруженного образца. Основным структурным элементом данного слоя являются пакеты, которые, по состоянию дефектной субструктуры, могут быть условно разделены на два типа. К первому типу отнесем пакеты с четко выявляющимися границами кристаллов мартенсита. Дислокационная субструктура данных кристаллов фрагментирована. Средние размеры фрагментов ~ 20 нм. Пакеты второго типа не имеют четко выраженных границ кристаллов мартенсита. По мере приближения к поверхности разрушения оба типа пакетов эволюционируют различным образом. Пакеты первого типа, как правило, являются местами зарождения субзеренной структуры. Субзерна, в первую очередь, формируются в стыках пакетов. По мере приближения к поверхности разрушения образца наблюдается образование субзеренной структуры вдоль границ пакетов и внутри пакетов. Средние размеры субзерен и их объемная доля по мере приближения к поверхности разрушения увеличиваются и в слое материала, расположенном вблизи от поверхности разрушения (~ 1 мкм), составляют 276 нм и $\sim 48\%$, соответственно. Установлено, что скорость увеличения средних размеров субзерен стремительно возрастает вблизи от поверхности разрушения. Рост субзерен связан с включением механизма коалесценции субзерен. Частицы, сдерживавшие рост субзерен, в данном случае не являются эффективным препятствием и сохраняются внутри укрупняющегося таким образом субзерна. При достижении критического размера субзерна превращаются в центры рекристаллизации, способные к самопроизвольному росту. Иным образом эволюционируют пакеты с рассыпающимися границами. Частицы карбидной фазы, ранее располагавшиеся строчками вдоль границ кристаллов мартенсита, коагулируют, стройные ряды частиц нарушаются, и в слое материала, расположенном вблизи поверхности разрушения, фиксируется структура зеренного типа, содержащая ячеисто-сетчатую дислокационную субструктуру. Частицы карбидной фазы располагаются как внутри, так и по границам ячеек. Объемная доля данного типа структуры стали вблизи поверхности разрушения образца составляет $\sim 30\%$.

РЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ Fe–Si

Алешин Д. Н., Глезер А. М., Коновалов С. В., Громов В. Е., Бабицкий Н. А.

Москва, Новокузнецк

Сплавы железа с кремнием являются основой создания материалов с уникальными свойствами, находящими применение в различных областях жизнедеятельности. В связи с этим их всестороннее исследование представляется особенно актуальным.

В настоящей работе рассмотрено изменение электронной структуры в сплавах Fe–Si по мере увеличения в них кремния. Такие изменения должны сказаться на величине критического напряжения распространения хрупких и квазихрупких трещин и, возможно, на величине барьера Пайерлса при движении дислокаций.

В таблице приведены параметры спектров валентных электронов и энергии связи остовных электронов Fe и Si. Установлено, что $M_{2,3}$ – полосы Fe практически не отличаются по энергетическому положению максимумов и высокоэнергетических склонов. Сопоставление в единой энергетической шкале рентгеновских фотоэлектронных спектров и рентгеновских эмиссионных спектров Fe $M_{2,3}$ – валентных полос показывает, что 3d-состояние Fe занимает высокоэнергетическую часть валентной полосы, примыкающей к уровню Ферми. Кроме того, Si $L_{2,3}$ – полосы также подобны для всех исследованных сплавов. По-видимому, характер распределения 3s-состояний Si в валентной полосе твердых растворов с различным содержанием кремния одинаков: образование низкоэнергетического квазиатомного 3s-уровня и примеси 3s-состояний Si в состоянии вблизи уровня Ферми. Анализ параметров рентгеновских фотоэлектронных спектров валентных полос и сопоставление их с рентгеновскими эмиссионными спектрами показывает, что с увеличением содержания кремния происходит монотонный рост полуширины спектров и интенсивности низкоэнергетического максимума в районе 8–9 эВ, объясненного своим происхождением локализованным 3s-состоянием Si. Уширение рентгеновских фотоэлектронных спектров и рост интенсивности упомянутого максимума происходят, видимо, за счет увеличения вклада 3sp-состояний Si в спектр при увеличении числа связей Fe–Si с ростом содержания Si в твердом растворе. Как следует из таблицы, энергия связи остовных уровней Fe и Si при переходе к твердым растворам с высоким содержанием кремния меняется незначительно. Это связано с тем, что полярная составляющая ковалентной связи Fe–Si должна быть мала из-за практически одинаковых значений электроотрицательности Fe и Si.

Таблица. Значения полуширины спектров Λ и энергия связи максимума ϵ рентгеновских фотоэлектронных спектров валентных полос и энергия связи остовных электронов Fe и Si в сплавах сплавов Fe–Si.

Состав	L , эВ	ϵ , эВ	Fe 2p 3/2	Fe 3p	Si 2p
Fe	3,9	0,4	705,7	52,8	-
Fe–6 ат.% Si	4,0	0,5	706,8	53,1	99,1
Fe–15 ат.% Si	4,2	0,5	706,8	53,1	99,1
Fe ₃ Si	5,7	0,6	706,5	53,4	99,1
FeSi	6,9	0,6	706,3	52,5	99,4
Si	-	-	-	-	99,4

Полученные выше данные позволяют заключить, что структура ковалентной связи Fe–Si практически одинакова в твердых растворах железо-кремний и что изменения в рентгеновских фотоэлектронных спектрах связаны с увеличением числа связей типа Fe–Si при увеличении концентрации кремния.

НАВЕДЕНИЕ ОБРАТИМОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ NiTi И ЕГО РЕАЛИЗАЦИЯ В ГОТОВОМ ИЗДЕЛИИ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Рыклина Е. П., Хмелевская И. Ю., Прокошкин С. Д., Инаекян К. Э.,
Татьянин Е. В., Ионов И. Н., Перевозчикова Н. Н.

*Московский государственный институт стали и сплавов
(технологический университет), Москва*
ryklina@tmo.misis.ru

Особенность сплавов, проявляющих эффект памяти формы (ЭПФ), в основе которого лежит обратимое термоупругое мартенситное превращение, состоит в том, что их фундаментальные свойства выступают одновременно и как специальные (функциональные), непосредственно потребительские свойства. К первостепенным свойствам этих сплавов относятся необратимый (односторонний) ЭПФ и обратимый (двусторонний) ЭПФ (ОЭПФ).

ЭПФ заключается в способности материала, деформированного при определенной температуре, частично или полностью восстанавливать свою форму при последующем нагреве до более высокой температуры. ОЭПФ является эффектом многоразового действия и заключается в самопроизвольном (т.е. в отсутствии внешней нагрузки) обратимом изменении формы при термоциклировании через интервал мартенситных превращений.

Реализация ОЭПФ связана с созданием ориентированных полей внутренних напряжений. Поскольку эти напряжения должны срабатывать многократно, они должны быть связаны с элементами структуры, наследуемыми при мартенситных превращениях, т.е. с дислокационной субструктурой, создаваемой под действием внешних напряжений и в ходе мартенситных превращений, и/или дисперсными когерентными частицами избыточных фаз.

На проволочных и ленточных образцах сплава никелида титана опробованы различные способы наведения обратимого эффекта памяти формы (ОЭПФ), проявляющегося в интервале температур 25–42 °С.

Исследовано влияние различных факторов на величину наведенного ОЭПФ:

- температуры и времени старения;
- схемы нагружения и термоциклирования;
- величины нагрузки;
- времени выдержки под нагрузкой.

Выбранный оптимальный способ наведения ОЭПФ применен при разработке универсального устройства для экстренной остановки кровотечения при полостных и лапароскопических операциях – клипсы «Клёст». Устройство надежно обеспечивает пережатие сосудов, находящихся в толще ткани, за счет проявления одностороннего эффекта памяти формы при температуре тела человека и может быть легко извлечено при необходимости за счет проявления ОЭПФ при местном охлаждении. Манипуляция клипсой не требует специальных профессиональных навыков и дополнительных приспособлений. Применение нового устройства исключает необходимость мобилизации сосуда, что обеспечивает атравматичность операций. Клипсы были с успехом применены при хирургическом лечении 11 пациентов и продемонстрировали высокие функциональные свойства.

СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ Ti-Ni ПОСЛЕ ТРАДИЦИОННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Хмелевская И. Ю.¹⁾, Прокошкин С. Д.¹⁾, Добаткин С. В.²⁾, Трубицына И. Б.¹⁾,
Татьянин Е. В.³⁾, Столяров В. В.⁴⁾, Прокофьев Е. А.³⁾

¹⁾ Московский институт стали и сплавов; ²⁾ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва; ³⁾ Институт физики высоких давлений, г. Троицк;

⁴⁾ Институт физики перспективных материалов, г. Уфа

khmel@tmo.misis.ru

Показаны возможности регулирования функциональных свойств (ФС) сплавов Ti-Ni с памятью формы различных составов методами традиционной термомеханической обработки (ТМО) и обработки, включающей интенсивную пластическую деформацию (ИПД).

Изучены особенности структурообразования в условиях ИПД кручением под давлением и равноканального углового прессования (РКУП) в зависимости от температуры деформации, давления, количества проходов.

Установлены пределы по температурам деформации при ИПД для формирования частично аморфизированной или нанокристаллической структуры, обеспечивающей наиболее высокий уровень ФС: для нестарееющего сплава Ti-50,0%Ni – это 300 °С, а для старееющего Ti-50,7%Ni – 400 °С из-за влияния выделений фазы Ti₃Ni₄, сдерживающих рост зерен.

ТМО, включающая ИПД методом РКУП при 450 °С за $N = 8$ проходов (сплав Ti-50,2 %Ni) и РКУП при 500 °С, $N = 4$ + РКУП при 400 °С, $N = 4$ (сплав Ti-47%Ni-3%Fe), и приводящая к формированию в аустените субмикроструктурной структуры, позволила получить наиболее высокий комплекс ФС в массивных образцах, не уступающий лучшим результатам, получаемым после традиционной ТМО – низкотемпературной ТМО (НТМО) с последеформационным отжигом (ПДО) (см. таблицу).

Сплав	Обработка	Структура аустенита	Функциональные свойства	
			$\epsilon_r^{\max}, \%$	$\sigma_r^{\max}, \text{МПа}$
Ti-50,2%Ni	Закалка	Рекристаллизованная	3 – 4	400
	ВТМО	Полигонизованная	6	500
	НТМО+ПДО(400 °С)	Субструктура возврата и полигонизации	8	900 - 1100
	РКУП (450 °С, $N = 4 \div 8$)	Субмикроструктурная	8-9	800-1100
Ti-50,7%Ni	Закалка	Рекристаллизованная	6	400
	НТМО+ПДО (450 °С)	Структура возврата и полигонизации + старение	8 - 9	1100-1200
Ti-47%Ni-3%Fe	Закалка	Рекристаллизованная	7	250
	НТМО ($T_{\text{def.}} = 500$ °С)	Горячего наклепа и полигонизации	9	600
	РКУП (500 °С, $N = 4$ + 400 °С, $N = 4$)	Субмикроструктурная	9	700

Понижение температуры РКУП до 300–350 °С позволит получить нанокристаллическую структуру и дополнительно повысить уровень функциональных свойств.

УДАРНО-ВОЛНОВОЕ НАГРУЖЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ИМЕЮЩИХ РАЗЛИЧНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ

Зельдович В. И., Хомская И. В., Фролова Н. Ю., Хейфец А. Э., Гундырев В. М.

Институт физики металлов Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия

zeldovich@imp.uran.ru

Шаровые образцы сплава Fe–31.8 вес.%Ni были подвергнуты нагружению сходящимися ударными волнами. Эксперименты по нагружению были выполнены в РФЯЦ-ВНИИТФ (г. Снежинск). Ударные волны создавали за счет взрыва сферического заряда. Взрыв инициировали с поверхности заряда в нескольких точках, равномерно расположенных на сфере. Были предприняты специальные условия для замедления разгрузки с целью сохранения образцов. Расчетное значение давления на поверхности образцов было 46 ГПа. Один образец имел аустенитную структуру, другой – мартенсито-аустенитную, количество мартенсита было около 50%. Условия нагружения образцов были одинаковы. Это позволило установить влияние исходного фазового состава на структурные изменения и эффект кумуляции энергии.

Эффекты высокоскоростной деформации, фазовые превращения и начальные стадии разрушения были исследованы методами металлографии, рентгеноструктурного анализа и трансмиссионной электронной микроскопии. В центральной части аустенитного образца наблюдали начальные стадии возникновения внутренней полости и дендритную структуру. Наличие дендритов указывало на то, что при нагружении происходило плавление и последующая кристаллизация. Принимая температуру плавления сплава (1720 К) за остаточную температуру при ударно-волновом нагружении и пользуясь изоэнтропией разгрузки и ударной адиабатой гамма-железа, находим, что давление в центре образца было 185 ГПа. Рядом с участками, испытывавшими плавление, располагались участки, в которых произошла рекристаллизация. Далее, к периферии образца наблюдались деформированные области, преобладающим механизмом деформации было двойникование.

В мартенсито-аустенитном образце произошло полное превращение мартенсита в аустенит. Из статических экспериментов известно, что переход начинается при давлении 7 ГПа и заканчивается при 17 ГПа. Поэтому можно утверждать, что превращение происходило во фронте ударной волны. В этом образце не наблюдали ни полости, ни дендритной структуры, ни рекристаллизации. Принимая температуру рекристаллизации деформированного сплава (970 К) за верхний предел остаточной температуры при нагружении, находим, что давление в центре второго образца было меньше 100 ГПа.

Установленные различия в структуре образцов и сильно отличающиеся значения давлений в центре свидетельствуют о том, что превращение мартенсита в аустенит, происходящее с поглощением энергии, ограничивает эффект кумуляции. Этот результат согласуется с данными Е. А. Козлова и подтверждает представления Е. И. Забабахина об ограничении кумуляции.

Работа выполнена в рамках Программы Президиума РАН "Теплофизика и механика интенсивных энергетических воздействий".

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ГПУ-СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ НА МАКРО- И МИКРОУРОВНЯХ

Полетика Т. М., Нариманова Г. Н., Колосов С. Н., Зуев Л. Б.

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

poletm@ispms.tsc.ru

Известно, что макролокализация существует на всех стадиях нагружения, причем существует однозначное соответствие между режимом пластического течения и типом пространственно-временного распределения компонент тензора пластической дисторсии. Однако отсутствие экспериментальных данных не позволяет установить связь между макролокализацией пластической деформации и дислокационными характеристиками деформируемой среды.

В настоящей работе исследованы кривые пластического течения, формы макроскопической локализации пластической деформации, а также эволюция дислокационной структуры в очагах локализации деформации при растяжении образцов из технических сплавов циркония (Э110, Э635, ЦК-2). Это необходимо для выяснения закономерностей эволюции микроструктуры, ведущих к локализации деформации на макроуровне и образованию очага разрушения материала, в частности, для оценки запаса технологической пластичности сплавов.

Показано, что кривые пластического течения сплавов циркония являются многостадийными, причем на параболической стадии выделяется до пяти участков с последовательно уменьшающимся показателем параболичности. Установлена связь кинетики эволюции локализации на различных стадиях деформационной кривой с соответствующими законами деформационного упрочнения. Так, на подстадиях с показателем параболичности $n < 0.5$ происходит потеря устойчивости пластического течения, сопровождающаяся периодическим накоплением деформации в одном из очагов локализации пластической деформации, что приводит к постепенной трансформации последнего в шейку. Эволюция такого процесса представлена в рамках синергетической схемы, позволяющей описать закономерности формирования шейки в циркониевых сплавах.

Показано, что развитие локализации пластической макродеформации сплавов циркония протекает взаимосвязано с эволюцией дислокационной структуры в очагах локализации. При этом в очагах пластической макродеформации происходит более быстрая смена дислокационных субструктур, чем в окружающем объеме материала.

Установлена количественная связь между пространственным периодом локализации деформации λ и характеристиками дислокационной структуры циркониевых сплавов. Показано, что величина λ прямо пропорциональна среднему характерному размеру дислокационной субструктуры, возникающей в материале на разных стадиях пластического течения. Это свидетельствует о тесной взаимосвязи явлений, характерных для макро- и микромасштабных уровней пластического течения.

Изучены закономерности влияния картины локализации деформации и микроструктуры в очагах локализации на технологическую пластичность циркониевых сплавов.

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Полетика Т. М., Гирсова С. Л., * Попова Н. А., Козлов Э. В. *, Конева Н. А.*

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
poletm@ispms.tsc.ru,*

** Томский Государственный Архитектурно-Строительный университет*

Использование сплавов на основе циркония в качестве ответственных конструкционных материалов для ядерных реакторов требует знания закономерностей формирования их структуры в процессе пластической деформации, в частности, для оценки запаса технологической пластичности сплавов при получении готовых изделий. Для понимания особенностей пластического течения циркониевых сплавов необходимы систематические исследования эволюции их дефектных структур с развитием деформации.

Методом электронной микроскопии изучена дислокационная структура деформированных одноосным растяжением рекристаллизованных сплавов циркония Э110 и Э635. Установлено, что эволюция дефектной структуры с деформацией в ГПУ-сплавах на основе циркония подчиняется тем же закономерностям, что и в ГЦК и ОЦК материалах. Так, для исследуемых сплавов характерна следующая последовательность превращений дислокационных субструктур с развитием деформации: хаотическое распределение дислокаций → сетчатая субструктура → ячеисто-сетчатая субструктура → полосовая субструктура → фрагментированная структура.

Особенностью пластической деформации легированных ГПУ-сплавов циркония является существенная неоднородность: уже на начальном этапе деформирования формируются различные дислокационные субструктуры, в том числе, фрагментированные, которые можно подразделить на анизотропные и изотропные фрагменты. Определение количественных характеристик дислокационных субструктур: объемной доли, занимаемой конкретной субструктурой, скалярной плотности дислокаций внутри каждой из субструктур и в среднем по материалу, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки, позволили установить общие закономерности эволюции дефектных структур в процессе пластического течения циркониевых сплавов.

Показано, что неоднородность поля внутренних напряжений является одним из факторов, обуславливающих возникновение неоднородности деформации с самого начала пластического течения материала и приводящим к смене нефраgmentированной субструктуры на фрагментированную. Обсуждается взаимосвязь типа образующихся дислокационных субструктур с текстурой материала.

Формирование фрагментированной структур с самого начала деформирования способствует макролокализации деформации и может сопровождаться образованием очага предразрушения, а затем и шейки, что и определяет технологическую пластичность материала.

ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Скотникова М. А., Крылов Н. А, Виноградов В. В.

Санкт-Петербургский Государственный Институт Машиностроения, Россия

Skotnikova@mail.ru

Исследовались плоские образцы-мишени диаметром 52 мм и толщиной 7 мм из ($\alpha + \beta$)- титанового сплава ВТ6 пластинчатого и глобулярно-пластинчатого типа. С помощью пневматической пушки, образцы нагружались ударной волной со скоростью 400-600 м/с [1]. Измерения микротвердости проводили по толщине образца-мишени

вдоль направления движения ударной волны, как в центральной зоне, так и на расстоянии 4, 7 и 11 мм от центра. Образцы были испытаны, как без образования откола (446 м/с, рис.1,а), так и с образованием откольной «тарелочки» (568 и 536 м/с, рис.1,б, в).

Как показали результаты рентгеноструктурного анализа, в результате ударного нагружения в материале образца на входе формировалась волна нагрузки, приводящая к распаду бета-фазы и обогащению ванадием альфа-фазы до формирования мягкой орторомбической мартенситной-фазы, гасящей ударную волну. На выходе ударная волна отражалась от тыльной стороны, и формировалась волна разгрузки. Здесь происходила смена механизма пластической деформации от сдвигового до ротационного. При этом происходило интенсивное тепловыделение и обратное фазовое превращение, при котором формировалась мягкая пересыщенная ванадием бета-фаза, склонная к распаду вплоть до превращения ее в хрупкую омега-фазу.

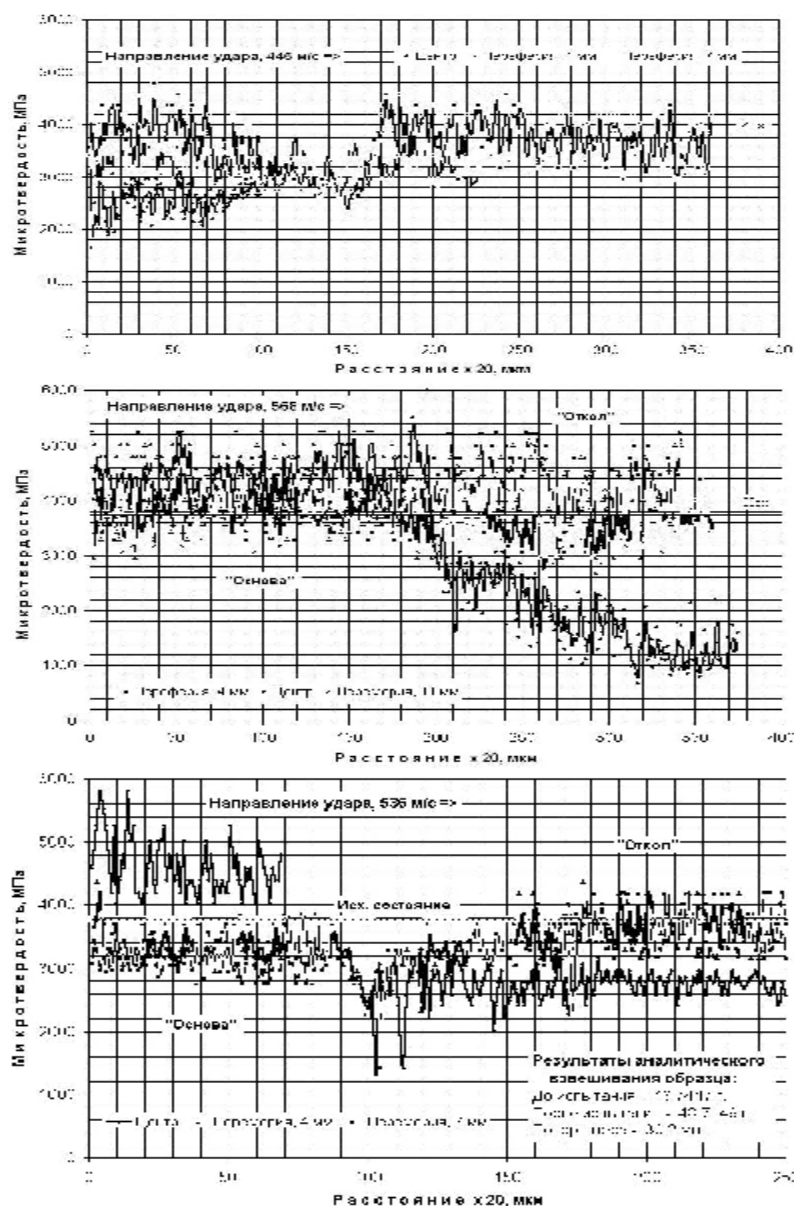


Рис.1. Микротвердость в материале образцов из сплава ВТ6 пластинчатого (а, б) и глобулярно - пластинчатого (в) типа вдоль направления движения ударной волны.

Чем больше было количество мягкой бета-фазы, тем меньше была твёрдость материала, сформированного волной разгрузки. Но с момента, когда бета-фаза превращалась в хрупкую омега-фазу, твердость материала резко повышалась. В этом месте формировалась откольная трещина.

1. Мещеряков Ю.И., Диваков А.К. Интерференционный метод регистрации скоростной неоднородности частиц в упруго-пластических волнах нагрузки в твердых телах. ЛФИ Машиноведения им. А.А. Благонравова, РАН, 1989, препринт № 25, 36 с.

ELASTIC MODULUS AND INTERNAL FRICTION OF $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ FIBROUS MONOLITHIC CERAMICS

Kardashev B. K., Burenkov Ju. A., Smirnov B. I.

A.F.Ioffe Physico-Technical Institute of RAS, S.-Petersburg, Russia

Singh D., Goretti K. C.

Argonne National Laboratory, Argonne, Illinois, USA

De Arellano-López A. R.

Depart. de Física de la Materia Condensada, Universidad de Sevilla, Spain

Temperature and amplitude dependencies of Young's modulus and internal friction have been studied in Si_3N_4 and BN ceramics and composite materials $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ which were fabricated by hot pressing of the Si_3N_4 filaments clad with BN. The fibres were aligned along $[0^\circ]$, across $[90^\circ]$ or along/across $[0^\circ/90^\circ]$ the axis of the rod samples which were used in the experiments.

The measurements of the Young's modulus E were made during the thermocycling in the 20-400 °C temperature range. It was found that the high elastic modulus specimens of Si_3N_4 ($E = 311$ GPa at 20 °C) demonstrate a good thermal stability: the temperature dependencies $E(T)$ coincide each other at heating and cooling. The low modulus ceramics BN ($E = 36$ GPa) shows a large hysteresis in $E(T)$ curves. That means that there exist some changes in the defect structure of the material which arise due to thermoelastic (internal) stresses. Qualitatively the same Young's modulus hysteretic behaviour is found for composite materials in spite of the high modulus filaments Si_3N_4 which make the Young's modulus higher up to 128 GPa for $[90^\circ]$ sample, up to 235 GPa for $[0^\circ/90^\circ]$ and up to 295 GPa for $[0^\circ]$ samples. Note that the temperature hysteresis for the elastic modulus is observable only in the case of a microplastic deformation under the internal stresses.

The microplastic strain for the all materials under study is confirmed by the amplitude dependencies of internal friction and Young's modulus: the dependencies are similar to the curves measured for plastic metals and alloys.

The available experimental data are discussed in the framework of a model in which the temperature dependencies of elastic modulus and their peculiarities are explained by both non-linear oscillations of atoms in the lattice that are influenced by the internal stresses and microplastic deformations.

The work is supported by Russian Foundation of Basic Researches (grant 00-01-00482), NATO (grant PST.GLG.977016) and Energy Department of USA (contract W-31-109-Eng-38).

АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ СУБМИКРОННОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В МЕТАЛЛАХ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Малыгин Г. А.

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

Механизм деформационного упрочнения и эволюции дислокационной структуры в металлах при больших пластических деформациях является в настоящее время предметом интенсивных экспериментальных и теоретических исследований. Интерес к этой проблеме обусловлен тем, что деформирование до больших степеней пластической деформации позволяет получить мелкокристаллические материалы с размерами зерен нано- и субмикронного диапазона с повышенной, по сравнению с более крупнозернистыми материалами, прочностью. Сейчас имеется ряд предположений и гипотез относительно того, чем обусловлена повышенная прочность сильнодеформированных металлов. Их можно разбить на три группы.

К первой группе относятся гипотезы, которые предполагают, что высокая прочность материала σ после сильной его деформации обусловлена малым размером Λ фрагментов кристалла после такой деформации в соответствии с законом Холла-Петча $\sigma \sim \Lambda^{-1/2}$. Согласно второй группе гипотез, высокая прочность сильнодеформированных материалов обусловлена большой величиной внутренних напряжений в них из-за неравновесного характера границ фрагментов. Третья группа гипотез повышенную прочность материала после сильной его деформации связывает с деформационным упрочнением [1], то есть с высокой плотностью дислокаций в границах фрагментов.

Еще один круг вопросов, вызывающих в настоящее время дискуссию, – это сам механизм формирования блочных дислокационных структур в сильнодеформированном материале. Что касается ячеистых дислокационных структур, то сейчас достаточно хорошо установлено, что их образование связано с процессом самоорганизации дислокаций в деформируемом кристалле. Этим обстоятельством объясняется, почему ячеистые структуры в процессе деформации изменяются самоподобным образом, сохраняя соотношения между своими параметрами [2] и оставляя неизменным характер (закон) статистического распределения ячеек по размерам и разориентациям (скейлинг ячеистых структур [3]). Сейчас имеется ряд экспериментальных свидетельств того, что и формирование сильно разориентированных блочных дислокационных структур обусловлено процессом самоорганизации дислокаций. На это обстоятельство указывает подчинение их законам самоподобия [2] и скейлинга [3].

Целью настоящей работы является теоретический анализ параметров блочных дислокационных структур и сравнение их с имеющимися в литературе экспериментальными данными по эволюции этих параметров (размеров и разориентаций блоков) с деформацией. Предполагается, что возникновение блочных структур и появление на кривых напряжение-деформация четвертой и пятой стадий упрочнения связаны с генерацией геометрически необходимых дислокаций (ГНД) вследствие неоднородности пластической деформации на микронном уровне и формирования из ГНД границ блоков.

[1] Г.А. Малыгин. ФТТ **43**, 10, 1832 (2001).

[2] Г.А. Малыгин. ФТТ **44**, 11, 1979(2002).

[3] D.A.Hughes. Scripta mater. **47**,10, 697 (2002).

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ МАТРИЦЫ И ГРАНИЦ РАЗДЕЛА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДЕЛЬНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА LiF–LiF: Mg²⁺

Боровков А. И.¹⁾, Клявин О. И.¹⁾, Клявин О. В.²⁾, Никифоров А. В.²⁾,
Пальмов В. А.¹⁾, Шевченко Д. В.¹⁾

¹⁾ Санкт-Петербургский Государственный политехнический университет

²⁾ Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН

klyavin@pop.ioffe.rssi.ru

Настоящая работа является продолжением исследований [1] по прогнозированию прочностных свойств композитов на основе изучения физико-механических характеристик модельных слоистых монокристаллов (СМ) типа LiF–LiF: Mg²⁺. Изучено влияние предела текучести жестких включений и мощности полей напряжений локализованных пластических сдвигов (моделирующих источники дислокаций), расположенных на и вблизи границы раздела матрица - армирующий слой, на диаграммы сжатия СМ. Задача решалась с использованием конечно элементной модели с жесткими включениями, разработанной ранее. Интервал изменения предела текучести жестких включений с заданным шагом составлял 21 – 130 МПа, а полей напряжений пластических сдвигов (типа δ функции) – 5 – 150 МПа. Построена сетка конечных элементов со сгущениями в области границы раздела для детализации полей напряжений и деформаций вблизи них при сжатии СМ напряжением, равным пределу текучести матрицы. Показано, что интенсивность полей напряжений пластических сдвигов резко увеличивается с ростом числа дислокаций в них и с повышением предела текучести жестких включений. Диаграммы сжатия СМ показывают, что при этом пластическая деформация в матрице возникает на более ранней стадии деформации образцов, а их силовые характеристики значительно понижаются. Полученные данные позволяют сделать вывод о существенном влиянии прочностных характеристик жестких включений и мощности полей напряжений локализованных пластических сдвигов на диаграммы сжатия СМ. Появляется возможность управления прочностными свойствами СМ путем контроля в них локальных полей внутренних напряжений, возникающих из пластических сдвигов и жестких включений, расположенных на и вблизи границы раздела матрица – армирующий слой.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 04-01-00887)

1. Боровков А.И., Клявин О.И., Клявин О.В., Никифоров А.В., Пальмов В.А., Шевченко Д.В. Прогнозирование механических свойств композитов на основе изучения механо-физических процессов деформации и разрушения модельных слоистых композитов типа LiF–LiF: Mg²⁺. Ч.1,2.// Механика композитных материалов, 2005 (в печати)

ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА РАЗНОЙ ЧИСТОТЫ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 300, 77 И 4,2 К

Табачникова Е. Д.¹⁾, Бенгус В. З.¹⁾, Подольский А. В.¹⁾, Смирнов С. Н.¹⁾,
Назик В. Д.¹⁾, Гундеров Д. В.²⁾, Валиев Р. З.²⁾

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

bengus@ilt.kharkov.ua

²⁾ *УГАТУ, Институт физики новых материалов, Уфа, Россия*

В ходе деформации путем квазистатического одноосного растяжения и сжатия при температурах 300, 77 и 4,2 К изучена зависимость предела текучести и величины пластичности наноструктурного титана, приготовленного методом равноканального углового прессования (РКУП) поликристаллического титана. Проведено сравнение этих характеристик для крупнозернистого (КЗ) поликристаллического и наноструктурного (НС) Ti разной чистоты (с содержанием кислорода для Ti Grade 2 ~ 0.16 % вес., и Ti Grade 4 ~ 0.34 % вес.). Получено:

Увеличение количества примесей (по кислороду от 0.16 вес. % до 0.34 вес. %) приводит к росту предела текучести Ti в Grade 4 по сравнению с Grade 2 во всем интервале температур от 300 до 4.2 К.

Уменьшение среднего размера зерна в результате РКУ прессования от $d = 20 \mu$ до $d = 0.3 \mu$ приводит к росту σ_0 , величина которого зависит от чистоты титана. Для Grade 2 величина σ_0 в наноструктурном состоянии в 1.5 – 2 раза превосходит σ_0 для поликристаллического титана. Для Grade 4 этот рост существенно меньше ($\sigma_{NS}/\sigma_{CG} = 1.1 - 1.5$).

Пластическая деформация НС титана при низких температурах имеет термоактивируемый характер, что наблюдается и для КЗ Ti.

Наблюдаются отличия в температурной чувствительности σ_0 (в интервале температур 77 – 4.2 К) для Ti в наноструктурном и поликристаллическом состояниях, что может быть обусловлено различным вкладом внутризеренного и межзеренного скольжения, а также двойникования в деформацию этих структурных состояний титана при низких температурах.

Величины пределов текучести при сжатии для образцов Ti, вырезанных перпендикулярно оси РКУП, превосходят значения σ_0 при растяжении (S-D эффект). Для наноструктурного Ti величина S-D эффекта меньше, чем для крупнозернистого поликристаллического Ti.

Величина пластичности и ее температурная зависимость в наноструктурном титане существенно зависят от технической чистоты титана.

Наблюдается увеличение пластичности при одноосном растяжении титана Grade 2 (в состоянии 1 и 2) и Grade 4 (в состоянии 1) при 77 К, что может объясняться стимулирующим влиянием внутренних напряжений термической анизотропии на образование подвижных дислокаций путем механизма двойного поперечного скольжения в поликристаллическом состоянии и гетерогенным зарождением подвижных дислокаций и механических двойников на границах зерен в наноструктурном состоянии.

Соотношение величин предела текучести и ресурса пластичности позволяет отнести НС титан к перспективным конструкционным материалам криогенной техники.

РОСТ ТРЕЩИН В СПЛАВАХ ТИТАНА И НИКЕЛЯ ПРИ ПОСТОЯННОЙ НАГРУЗКЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОЛЗУЧЕСТИ

Фишгойт А. В., Демидов А. Г., Шашурин Г. В., Волков М. Е.

ЦИАМ, Москва, Россия,
fishgoit@lytkarino.net

Рост трещин в материалах происходит как при циклических, так и при статических нагрузках. Может быть предложена следующая модель статического роста.

Пластическая деформация металла происходит перед вершиной трещины при нагружении материала. В пластической зоне повышается плотность дислокаций, а также происходит их скопление у препятствий – границ зерен и фаз. Кроме того, поля напряжений дислокаций складываются с полем у вершины трещины. В результате участки с максимальной плотностью дислокаций разрушаются при достижении критического значения КИН - K_{IC} под действием напряжений у вершины трещины. 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 t 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 $w = d / t$.

Приведены экспериментальные данные по измерению скорости роста трещин ползучести, полученные при комнатной температуре, на титановом сплаве ВТ6 при постоянной нагрузке.

С учетом предложенной модели и экспериментальных данных скорость трещины описывается следующим выражением:

$$w = A \frac{K_1^2}{K_c^2 - K_1^2} \frac{b}{1 + bt},$$

где A и b – постоянные коэффициенты.

Фрактографические данные подтверждают предложенный механизм роста трещин под действием ползучести.

Схожую схему можно распространить и на случай высокотемпературной ползучести.

В этом случае скорость роста трещины получается равной

$$W = A \left(\frac{K_1^2}{K_{1c}^2 - K_1^2} \right)^3,$$

где A – константа.

Получены экспериментальные данные по росту трещин при постоянной нагрузке в никелевом сплаве ЭП741 НП при температуре 650° С.

Следует отметить, что несмотря на существенное продвижение трещин ползучести в центральной части “компактных” образцов из сплавов титана и никеля, на их боковой поверхности страгивания трещин, как правило, не наблюдается. Можно предположить, что рост трещин ползучести происходит только в условиях плоской деформации.

ПРОЧНОСТНЫЕ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА γ -ОБЛУЧЕННЫХ КРИСТАЛЛОВ LiF, ПОДВЕРГНУТЫХ ДЛИТЕЛЬНОМУ ХРАНЕНИЮ В ТЕМНОТЕ

Житару Р. П., Дурум Т. С.

Институт прикладной физики АН Молдовы, Кишинев, Молдова,
mechprop@phys.asm.md

Ионные кристаллы, содержащие центры окраски, находят широкое применение в электронной технике, в частности, представляют собой перспективный класс лазерных сред. Окрашенный (облученный) LiF является более предпочтительным среди щелочно-галоидных кристаллов, так как не повреждается влагой. Известно, что в этих кристаллах центры окраски и их комплексы, анионные вакансии являются достаточно подвижными даже при комнатной температуре. Естественно, что длительное хранение или длительная эксплуатация вызывает не только взаимное превращение центров окраски окрашенных кристаллов, но и вызывает изменения их прочностных характеристик. В связи с этим необходимо изучать стабильность не только оптических, но и механических свойств окрашенных материалов. Соответственно, целью работы было изучить прочностные и пластические свойства γ -облученных кристаллов LiF, подвергнутых длительному старению при комнатной температуре в абсолютной темноте.

Изучались микротвердость, длина лучей дислокационных розеток, возникающих вокруг отпечатков индентора, а также акустическая эмиссия (АЭ), сопровождающая процесс микроиндентирования. В последнем случае регистрация импульсов эмиссии производилась отдельно при вдавливании индентора (нагружение) и в процессе разгрузки (удаление индентора), а также регистрировался суммарный счет АЭ за полный цикл микроиндентирования.

Установлено, что γ -облученные кристаллы LiF, состаренные в течение 30 лет, являются достаточно упрочненными. Упрочнение определяется первоначальной дозой облучения ($5 \cdot 10^4$ – $5 \cdot 10^6$ Gray). Выявлено, что радиационное упрочнение LiF вызывает не увеличение, а уменьшение активности АЭ в процессе микроиндентирования. Впервые изучено и установлено различие влияния стабильных радиационных дефектов на активность АЭ в зависимости от стадии (этапа) процесса микроиндентирования; наличие дефектов стимулирует подавление активности АЭ на стадии внедрения индентора и, наоборот, активизирует при его удалении (разгрузке). Предложено объяснение выявленному эффекту, основанное на предположении об определяющей роли скоплений дислокаций, сформированных при внедрении индентора и вызывающих при этом накопление значительных внутренних напряжений и слабую эмиссию. При разгрузке накопленная избыточная энергия интенсивно релаксирует, вызывая рост АЭ, рисунок.

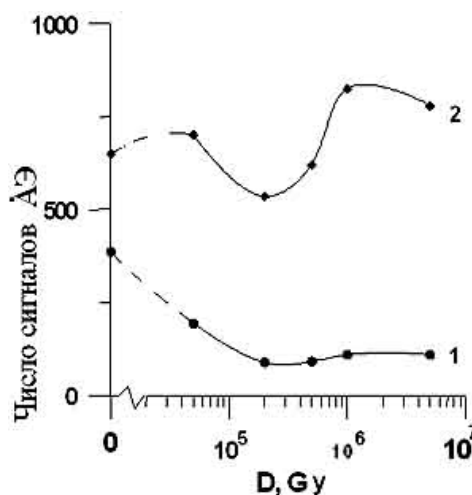


Рис. Зависимость числа сигналов АЭ от дозы γ -облучения. Кривая 1 – N_1 (стадия нагружения), 2 – ΔN (стадия разгрузки).

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОСТИ, ВВЕДЕННОЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ОДНООСНЫМ СЖАТИЕМ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ КРИСТАЛЛОВ MgO, НА ИХ ПРОЧНОСТНЫЕ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Житару Р. П., Рахвалов В. А.

Институт прикладной физики АН Молдовы, Кишинев, Молдова,
mechprop@phys.asm.md

Известно, что деформационные дефекты, введенные в матрицу кристалла, изменяют как прочность, так и его пластические свойства. В зависимости от степени деформации может возникнуть упрочнение или разупрочнение материалов. Такое поведение определяется различным состоянием в матрице введенных деформационных дефектов, определяемым предысторией материала и степенью деформации. Состояние дефектов в значительной мере определяется, при прочих равных условиях, температурой деформирования.

В данной работе изучено влияние деформационных дефектов, введенных при повышенных температурах ($T = 150$ и 600 °C) на изменения микротвердости и сигналов акустической эмиссии (АЭ), характеризующих пластические свойства кристаллов MgO. Степень деформации ϵ при одноосном сжатии варьировалась в пределах 0; 2; 4 и 6 %. Проведено сравнение с изменением этих же параметров кристаллов MgO за счет введения предварительного деформирования при комнатной температуре при равных ϵ . Регистрация сигналов АЭ проводилась отдельно при вдавливании индентора Виккерса (нагружение) (N_1) и при его удалении из образца (разгрузка) (ΔN), а также регистрировался суммарный счет АЭ за полный цикл микроиндентирования (N).

Получено, что в зависимости от температуры предварительного деформирования величина микротвердости, измеренная при комнатной температуре после преддеформации, и её поведение (изменение) от степени деформации существенно отличаются, рис.1.

Следует отметить также не совсем ожидаемую зависимость $H(T)$: максимальные значения микротвердости наблюдаются не при комнатной температуре, а при 150°C . Это свидетельствует, что в этом случае формируется более значительное напряженное состояние по сравнению с деформацией при других температурах, а также указывает на тот факт, что в зависимости от T предварительной деформации создается различное структурное состояние кристаллов MgO.

Данные регистрации сигналов акустической эмиссии демонстрируют слабое уменьшение количества импульсов с повышением степени деформации при всех исследуемых температурах. При этом проявляется сложная зависимость от ϵ числа импульсов АЭ. Последнее указывает на то, что эволюция формирования внутренних напряжений в результате предварительной деформации кристаллов MgO не является последовательной, а скорее скачкообразной.

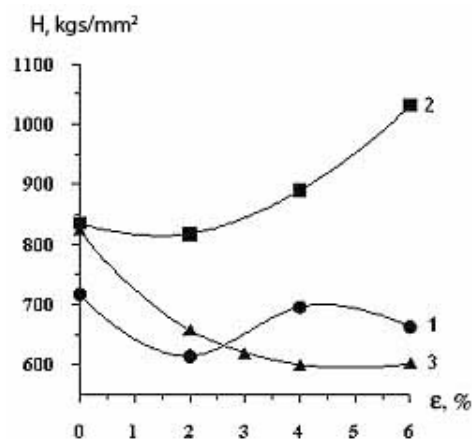


Рис. 1. Зависимость микротвердости от степени предварительной деформации. $T_{\text{деф}}$, °C: 1-20, 2-150, 3-600

Впервые получены данные, свидетельствующие о различном влиянии дефектов деформации на процессы, имеющие место при нагружении (вдавливании индентора) и при разгрузке (удалении индентора), т.е. на накопление и релаксацию упругих напряжений на каждой стадии микроиндентирования.

ВЛИЯНИЕ ГИПЕРСКОРОСТНОГО УДАРА НА МАРТЕНСИТНУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛА СПЛАВА Cu–Al–Ni

Голяндин С. Н.¹⁾, Жуков Б. Г.¹⁾, Кустов С. Б.^{1,2)}, Никаноров С. П.¹⁾,
Сапожников К. В.¹⁾ Де Батист Р.³⁾, Ван Хюмбек Я.⁴⁾

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

²⁾ Departament de Fisica, Universitat de les Illes Balears, Palma de Mallorca, Spain

³⁾ IMS, University of Antwerpen (RUCA), Antwerp, Belgium

⁴⁾ Dept. MTM, Katholieke Universiteit Leuven, Heverlee, Belgium

Исследовалось влияние гиперскоростного ударного нагружения на мартенситную структуру, температуры мартенситных превращений, упругие и неупругие свойства монокристалла Cu–Al–Ni в β_1' мартенситной фазе. Гиперскоростное нагружение осуществлялось ударом полимерного кубика массой 0,1 г, разогнанного до скорости 4 км/с, в торцевую поверхность цилиндрического образца монокристалла Cu–Al–Ni, упакованного в специальную обойму. В результате через образец проходила сферическая волна сжатия с максимальной амплитудой напряжения 8 ГПа вблизи точки удара. Опыты проводились с образцами в исходном состоянии, а также предварительно квазистатически продеформированными до предела мартенситной пластичности (~9%).

Исследование структуры мартенситных вариантов и температур мартенситных превращений показало крайне слабое влияние ударного нагружения, за исключением малого объема кристалла в непосредственной близости к точке удара, где нагружение сопровождалось значительным разогревом материала.

Гиперскоростное нагружение предварительно продеформированного образца приводило к образованию значительного количества пор в объеме материала. Однако даже непосредственно вблизи поверхности этих микроразрушений не наблюдалось каких-либо изменений мартенситной структуры.

Исследования упругих и неупругих свойств монокристалла Cu–Al–Ni, выполненные методом составного пьезоэлектрического вибратора на частоте 100 кГц в диапазоне температур 100 – 300 К, напротив, продемонстрировали сильное влияние гиперскоростного удара. Полученный результат объясняется существенными изменениями полей внутренних напряжений и дислокационной структуры мартенситных вариантов.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ ПРИ НАСЫЩЕНИИ АЛЮМИНИЯ ВОДОРОДОМ

Спивак Л. В.¹⁾, Лунарска Е.²⁾

¹⁾ *Пермский государственный университет, Россия.* levspivak@permonline.ru

²⁾ *Институт физической химии АН, Варшава, Польша.* ellina@ichf.edu.pl

Так называемые синергические эффекты микропластичности при одновременном действии поля напряжений и высокоградиентного потока атомов водорода в металлах и сплавах проявляются в ускорении деформации прямого и обратного механического последствия. Такой деформационный отклик, как принято считать, наблюдается при наличии определенных условий, а именно: довольно заметный, порядка $10^{-9} \div 10^{-10} \text{ м}^2\text{с}^{-1}$, коэффициент диффузии водорода в материале и образование по механизму мартенситного перехода гидридных (ванадии, тантала, палладии) или гидридоподобных (железо) фаз. Причем, структура гидридных образований в этом случае обусловлена упорядочением атомов водорода в кристаллической решетке матрицы с образованием собственно водородной подрешетки. Существенно при этом отметить, что, как и при обычных термоупругих превращениях, фазовому переходу предшествует ряд предпериодных состояний, характеризующихся "размягчением" модуля сдвига. В системах металл-водород это снижение значения модуля сдвига, в пределе, ведет к возникновению особого "квазижидкого" состояния с относительно высоким сопротивлением металла нормальным напряжениями и весьма низким сопротивлением к деформации сдвига.

Работы последних лет показали, что водород может оказать заметное влияние на свойства алюминия, и в этом плане было бы интересно подтвердить или расширить уже сложившиеся представления о природе деформационного отклика металлов при их насыщении водородом. Дополнительным соображением являлось то, что гидриды алюминия образуются с относительно незначительным объемным эффектом и, следовательно, можно избежать в экспериментах маскирующего влияния фазового наклепа на деформационный отклик.

В работе изучалось прямое (ползучесть) последствие при нагрузках существенно меньших макроскопического предела текучести и обратное механическое последствие (ОМП) в предварительно пластически деформированных кручением образцах алюминия (99,99% Al). При этом было установлено:

При совместном действии поля напряжений и насыщения водородом из электролита (0,1 N NaOH) обнаружено ускорение ползучести. Однако разрушения образцов не происходит даже при плотности катодного тока 1000 А/м^2 и продолжительности процесса более 8 часов. Зафиксировано ускорение на порядок и более ОМП и зависимость деформации ОМП от величины предварительной деформации кручением. В процессе насыщения алюминия водородом наблюдается заметное снижение модуля сдвига.

Таким образом, в качественном плане получены результаты, во многом коррелирующие с ранее полученными на типичных гидридообразующих металлах с образованием гидридов по типу упорядочения и мартенситном характере фазовой трансформации. Поскольку гидрид алюминия AlH_3 является типичным химическим соединением, остается предположить, что его образованию предшествует возникновение по мартенситному механизму некоторой переходной структуры с упорядоченным расположением атомов водорода в кристаллической решетке алюминия.

ИНИЦИИРОВАННАЯ ВОДОРОДОМ ПОЛЗУЧЕСТЬ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КВАЗИБИНАРНЫХ СИСТЕМ TiNi+МЕТАЛЛ

Скрябина Н. Е.¹⁾, Спивак Л. В.¹⁾, Шеляков А. В.²⁾

¹⁾ *Пермский государственный университет, Россия*

²⁾ *Московский инженерно-физический институт*

levspivak@permonline.ru

Исследовано влияние водорода на деформационный отклик (ползучесть) быстро-закаленных аморфных сплавов на базе интерметаллида TiNi, легированного Hf, Zr, Cu и сочетанием этих элементов. Образцы деформировались вдоль оси ленты скручиванием под нагрузкой, на порядок меньшей нагрузки, вызывающей остаточную, пластическую деформацию аморфной ленты. Деформацию при насыщении водородом оценивали по изменению угла поворота образца, отнесенному к начальному углу закручивания при приложении нагрузки. Введение водорода осуществляли из сернокислого электролита на базе 1N H₂SO₄. Образец – катод. Анод – платиновая проволока. Плотность катодного тока $i_c = 50 \text{ А/м}^2$.

Обнаружено, что введение водорода, вне зависимости от конкретного состава аморфных сплавов, активизирует деформацию ползучести, которая особенно заметна в тройных (TiNiHf, TiNiZr) и четверных (TiNiHfZr) сплавах. На кривых ползучести можно выделить участок с нестационарным развитием ползучести, участок с постоянной скоростью ползучести и, на завершающей стадии, ускоренное развитие деформации ползучести в преддверии разрушения материала (водородная хрупкость).

Не выявлено рентгено-структурными исследованиями возникновения кристаллических гидридных фаз или переход аморфной матрицы в кристаллическую.

Показано, что введение водорода в аморфные сплавы сопровождается ростом электросопротивления. Причем, имеется определенная корреляция между величиной деформации ползучести до разрушения материала и приращением электросопротивления. Однако полученные зависимости ползучести и электросопротивления по своему характеру качественно различны.

Добавка меди в тройные сплавы резко снижает скорость ползучести и величину приращения электросопротивления при наводороживании таких сплавов. Как следствие, стойкость к водородному воздействию, с точки зрения сохранения несущей способности сплава, при легировании медью заметно увеличивается.

Высказано предположение, что начало и стационарный участок ползучести обусловлены влиянием водорода на "размягчение" модуля сдвига, тогда как на ускоренном участке ползучести на перечисленные процессы накладывается потеря механической устойчивости материала в преддверии его катастрофического разрушения при совместном действии градиентных силовых и концентрационных полей.

Насыщение водородом из электролитов на базе NaOH менее эффективно влияет на изменение комплекса физико-механических свойства сплавов, чем введение водорода из электролитов на базе H₂SO₄

Авторы выражают признательность Российскому фонду фундаментальных исследований (грант № 03-02-16561) за поддержку исследований в этом направлении.

НАБЛЮДЕНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МИКРОРАЗРУШЕНИЯ ПО ИЗМЕНЕНИЮ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СКОПЛЕНИЙ

Левин Д. М., Чуканов А. Н.

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

Деструкцию поликристаллических сплавов (модельных и промышленных) на основе α -Fe описывали при помощи параметров выявленного авторами специфического эффекта несовершенной упругости (внутреннего трения – ВТ) [1].

Предложен его механизм на основе термофлуктуационного взаимодействия головных дислокаций плоских скоплений в микрообъемах пиковых напряжений структурных дефектов. Уникальность эффекта – в его избирательной реакции на изменение динамики дислокаций, находящихся только в указанных микрообъемах. Параметры максимума (высоту, температуру, фоновое значение ВТ и энергию активации) принимали в качестве критериев локального предельного состояния (ЛПС) материала и начала микроразрушения.

Разработанная модель влияния локальных напряжений на дислокационную динамику позволила прогнозировать сложную внутреннюю структуру развивающегося диссипативного процесса (формирование диссипативных структур, последовательно изменяющихся в ходе деструктивных воздействий различной природы).

Работоспособность критериев ЛПС подтвердили в ходе исследований повреждаемости при статическом деформировании и наводороживании. Начало развития микроразрушения, фиксировавшегося по результатам металлографических и микромеханических исследований, полностью совпало с появлением и развитием описанного эффекта ВТ. Дополнительный анализ позволил непротиворечиво связать стадийность развития деформационного упрочнения и деструкции с поведением критериев ЛПС. Критерии ЛПС использовали для определения этапов рассеяния, контролируемых различными по природе видами воздействий. Выявлены условия, приводящие к превалированию в диссипативном процессе силового или коррозионного фактора [2].

Разработанный подход применили для изучения и прогнозирования состояния сталей промышленных объектов. Анализировали поврежденность образцов труб действующих продуктопроводов, а также тяжело нагруженных деталей подъёмно-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 водородной и усталостной повреждаемости [3].

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

ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА КОМПЛЕКСНЫМ АНАЛИЗОМ НЕУПРУГИХ ЭФФЕКТОВ В СПЕКТРЕ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

Чуканов А. Н.

Тульский государственный университет, Тула, Россия

chukan@uic.tula.ru

Предложено описывать развитие деградации и деструкции металлических сплавов железа на основе результатов комплексного анализа параметров эффектов, формирующих их спектр внутреннего трения (ВТ). За базовые принимали фиксируемые в температурном спектре неупругие эффекты, связанные с деградацией и деструкцией материала при различных внешних воздействиях.

Под деградацией структуры понимали: 1) изменение концентрации примесей внедрения (углерода, азота) в основном твердом растворе, иллюстрируемое эффектом Снука; 2) изменение подвижности дислокаций: образование дислокационных атмосфер, сегрегаций и выделений, 3) изменение морфологии фазовых выделений, формирующее эффект Снука – Кэ – Кестера; 4) зернограничное скольжение, отражающееся на высокотемпературном фоне ВТ. Деструкцию понимали как зарождение и развитие микро- и макронесплошностей (трещин), формирующее характерный неупругий эффект в зонах локализации внутренних напряжений у структурных дефектов и дефектов поврежденности [1,2].

Анализировали информацию, полученную при низко- (обратный крутильный маятник, $f \sim 1 \text{ с}^{-1}$) и среднечастотных (резонансные изгибные колебания $f \sim 1 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$) измерениях амплитудных и температурных зависимостей внутреннего трения.

Идентифицировали фиксирувавшиеся неупругие эффекты (деструкционный, Снука, Снука-Кэ-Кестера, зернограничный). Определяли их количественные (силовые и энергетические) параметры. Фиксировали закономерности их изменения от степени предварительного силового воздействия.

Проведенный для бинарных железо-углеродистых сплавов и промышленных малоуглеродистых сталей комплексный анализ параметров перечисленных неупругих эффектов совместно с характеристиками упругости (относительное изменение модуля упругости), данными микромеханических и рентгеноструктурных испытаний позволил увеличить информативности и качество описания происходящих в них микро- и макроструктурных изменений [1].

На основе получаемой информации составлены карты состояния материала (твердого раствора, наличия и критичности макронесплошностей). Описанный подход дает возможность более точно описывать механическое состояние материала. В частности, для деформированных образцов – фиксировали переход из области пластического в область пластико-деструкционного поведения.

1. Левин Д.М., Чуканов А.Н. Влияние локализованных напряжений структурных дефектов на динамику дислокационных скоплений // The XXI International Conference «Relaxation Phenomena In Solids» (Voronezh, Russia, October 5 - 8, 2004).- С.45.
2. Чуканов А.Н. Влияние деформационной поврежденности на параметры тонкой структуры и механическое состояние сталей // Конденсированные среды и межфазные границы.- 2003. -Т.5 - Вып. 3. - С. 328 - 332.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕНЕРАЦИИ ДИСЛОКАЦИЙ ИСТОЧНИКОМ ФРАНКА–РИДА В УСЛОВИЯХ АКУСТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Дегтярев В. Т., Лосев А. Ю.

КФ МГТУ им. Н.Э. Баумана, Калуга, Россия
dvt@bmstu.kaluga.ru

Для понимания физических механизмов акустопластического эффекта необходимо рассмотреть особенности движения и размножения дислокаций в условиях сложного нагружения, обусловленного постоянным напряжением и напряжением, изменяющимся во времени по гармоническому закону. Основное внимание уделено роли дислокаций леса.

При моделировании процесса генерации дислокаций источником Франка–Рида, проанализированы несколько возможных ситуаций:

1. В плоскости источника действуют постоянная и знакопеременная составляющие нагрузки, а лесные дислокации неподвижны.
2. На скользящую дислокацию действует постоянная сила, а на дислокации леса действует ультразвук, в результате чего они совершают колебания.
3. На скользящую дислокацию действует постоянная и знакопеременная составляющие силы, а лесные дислокации колеблются под действием ультразвука.

При условии 1 ультразвук играет роль «спускового механизма»: источник начинает генерировать дислокации при напряжениях, меньше $s_{кр} = Gb/l_0$. Показано, что при определенных соотношениях ультразвуковой и постоянной составляющих напряжений генерация дислокаций будет происходить только в положительный полупериод ультразвука.

При условии 2, если центрами закрепления источника служат лесные дислокации разного знака, то под действием ультразвука они будут двигаться в противофазе. В нулевом приближении эту ситуацию можно описать как увеличение эффективной длины источника $l_{эф}$, что приводит к тому, что генерация дислокаций начнется при напряжениях $\tilde{S}$, меньших $s_{кр}$, характерного для состояния источника с неподвижными центрами закрепления. Вероятность появления источников с $l_{эф} > l_0$, зависит от соотношения между положительными и отрицательными дислокациями в ансамбле леса. Поэтому эффект будет зависеть не только от плотности дислокаций леса, но и от соотношения положительно и отрицательно ориентированных дислокаций.

При условии 3, кроме таких параметров ультразвука, как амплитуда и частота, существенное влияние оказывает соотношение фаз колебаний скользящей и лесных дислокаций. Причем от этого соотношения будет зависеть, что будет наблюдаться: эффект упрочнения или разупрочнения.

Моделирование показало, что эффект пластификации будет зависеть не только от плотности лесных дислокаций, но и от соотношения положительных и отрицательных лесных дислокаций, и от соотношения фаз колебания лесных дислокаций и источника Франка–Рида.

ПРОЦЕССЫ, СОПРОВОЖДАЮЩИЕ АКУСТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ

Дегтярев В. Т.¹⁾, Лосев А. Ю.¹⁾, Тяпунина Н. А.²⁾

¹⁾ КФ МГТУ им. Н.Э. Баумана, Калуга, Россия
dvt@bmstu.kaluga.ru

²⁾ МГУ им. М.Ю. Ломоносова, Москва

Методом компьютерного моделирования детально исследованы дислокационные процессы, происходящие при одновременном действии на кристалл ультразвука и постоянной нагрузки, в условиях, соответствующих акустопластическому эффекту.

Рассмотрены особенности движения и размножения дислокаций в условиях сложнагруженного состояния кристалла, а именно:

- 1) Эволюция ансамбля лесных дислокаций в ультразвуковом поле;
- 2) Особенности генерации дислокаций источником Франка-Рида;
- 3) Прохождение пробной скользящей дислокации через ансамбль колеблющихся лесных дислокаций.

Обнаружено (1), что неупорядоченные ансамбли лесных дислокаций в присутствии ультразвукового поля перестраиваются, что приводит к образованию в образце ячеистой структуры. Иными словами в ультразвуковом поле имеет место процесс полигонизации.

Выявлено (2) следующее:

- Ультразвуковое поле стимулирует процесс начала размножения дислокаций за счет эффекта, который можно назвать «спусковым механизмом».
- В присутствии ультразвукового поля увеличивается число источников, срабатывающих при заданной постоянной нагрузке.
- Существуют условия нагружения, при которых эффективная генерация дислокаций источником Франка–Рида возможна только в положительный полупериод ультразвука, и накопление дислокаций может происходить без реализации поперечного скольжения.
- Когда лесные дислокации колеблются, количество сработавших источников зависит от соотношения лесных дислокаций разного знака и их распределения в пространстве.
- В случае воздействия ультразвука и на дислокации леса, и на скользящую дислокацию возможны как упрочнение, так и пластификация кристаллов. Какой именно из процессов будет определяющим, зависит от соотношения фаз колебаний скользящей и лесных дислокаций.

Получено (3), что:

- Критическое напряжение σ , необходимое для преодоления пробной дислокацией ансамбля лесных дислокаций, зависит от плотности дислокаций леса ρ .
- В случае, если дислокации леса неподвижны, имеет место хорошо известный закон: σ пропорционально плотности дислокаций ($\sigma = \alpha\sqrt{\rho}$).
- Если же лесные дислокации колеблются под действием ультразвука, линейная зависимость σ от $\sqrt{\rho}$ нарушается.
- Значение σ в присутствии ультразвука оказывается ниже σ , соответствующего неподвижному лесу; и при определенной плотности дислокаций эффект пластификации кристалла в ультразвуковом поле может достигать 60%.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ КОНТРОЛЯ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ

Мерсон Д. Л., Брюшко В. И.^{*}, Разуваев А. А., Данюк А. В.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

^{} Ростехнадзор, Краснодар, Россия*

merson@infopac.ru

В системе промышленной безопасности одной из наиболее актуальных задач является осуществление диагностики текущего состояния технологических трубопроводов, условия эксплуатации которых, как правило, тяжелые. В последнее время для диагностики состояния материала конструкций все чаще используют метод акустической эмиссии (АЭ). Настоящая работа направлена на исследование связи между деградацией металла в процессе эксплуатации и спектром сигналов АЭ.

В качестве объектов исследования были выбраны образцы трубных сталей (сталь 20 и 15Х5М), вырезанные из технологических трубопроводов Ново-Куйбышевского НПЗ. Каждая сталь находилась в трех состояниях: исходном (без эксплуатации), после длительной эксплуатации и в аварийном (образцы, вырезанные из аварийных участков).

Всего было использовано три различных вида испытаний: одноосное растяжение стандартных образцов, испытание на сплющивание кольцевых образцов без надрезов и с надрезами. По специальной методике для каждого образца все зарегистрированные сигналы АЭ были рассортированы на отдельные группы по критерию сходства формы кривой спектральной плотности. В результате такой сортировки все сигналы условно можно разбить на три основных типа: тип I – с пиком спектральной плотности в области 100 кГц, тип II – с пиком в области 300 кГц и тип III – в области 500 кГц.

Путем сопоставления результатов спектрального анализа сигналов АЭ с результатами металлографического и фрактографического исследований установлено, что сигналы I-го типа связаны с пластической деформацией и поэтому, в той или иной мере, присущи всем исследуемым образцам. Сигналы II-го типа связаны с микроразрушениями, развивающимися в относительно вязкой матрице. Так, в углеродистой стали, находящейся в исходном состоянии, они провоцируются надрезом, а в легированной стали, бывшей в эксплуатации, они инициируются расслоениями металла; при этом введение надреза на АЭ практически не влияет. Введение надреза в образцы сталей, находящихся в охрупченном состоянии, провоцирует появление более "быстрых" микротрещин и, соответственно, более высокочастотных сигналов АЭ III-го типа.

Таким образом, результаты регистрации спектрального состава сигналов АЭ при различных видах испытаний (на одноосное растяжение, на сплющивание кольцевых образцов с надрезами и без надрезов) одного и того же металла существенно отличаются. Общим для всех видов испытаний является тенденция смещения спектра в область более высоких частот при охрупчивании металла или появлении расслоений.

Предложено проводить оценку текущего состояния металла на основе сопоставления результатов спектрального анализа сигналов АЭ при испытании кольцевых образцов труб с надрезами и без надрезов. При этом наиболее перспективным представляется совмещение методики испытания на индентирование со спектральным анализом сигналов АЭ, что, в принципе, позволяет судить о состоянии металла без вырезки металла из объекта контроля.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ ВП-30

Черняева Е. В., Ясников И. С.*, Мерсон Д. Л.**

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

** НТЦ ОАО "АвтоВАЗ", Россия*

*** Тольяттинский государственный университет, Россия, merson@infopac.ru*

Настоящая работа является продолжением исследования [1] поведения промышленного сплава ВП-30 (C – 0,3%; Si – 0,84%; Cr – 1,3%; Mn – 0,45%; Ni – 1,38%; V – 0,17%; W – 0,75%) при деформировании после различных режимов отпуска. Для реализации стесненной деформации на разрывных образцах с размерами рабочей части 4×8×30 мм посередине рабочей части симметрично с двух сторон с помощью электроискровой резки были сделаны два надреза глубиной 1,5 мм. Образцы подвергали закалке от температуры 870 °С в воду с последующим отпуском в течение 1 часа в диапазоне температур 200 – 450 °С с интервалом 50 °С.

После термообработки образцы на испытательной машине Н50К-Т (производства Tinius Olsen Ltd) доводили до разрушения. Далее с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP проводили исследование изломов. Кроме того, с поверхности излома методом рентгеноспектрального микроанализа на блоке рентгеновского энергетического спектрометра модели INCA Energy-300 снимали карты распределения химических элементов. Анализируемая площадь была одинакова и составляла примерно 20×15 мкм. При этом заметной разницы распределения элементов (серы, марганца, хрома) на изломах в исследуемом диапазоне температур отпуска не наблюдалось.

Характерные фрактографии изломов образцов для температур отпуска 300, 350, 400 и 450 °С приведены на рис.1.

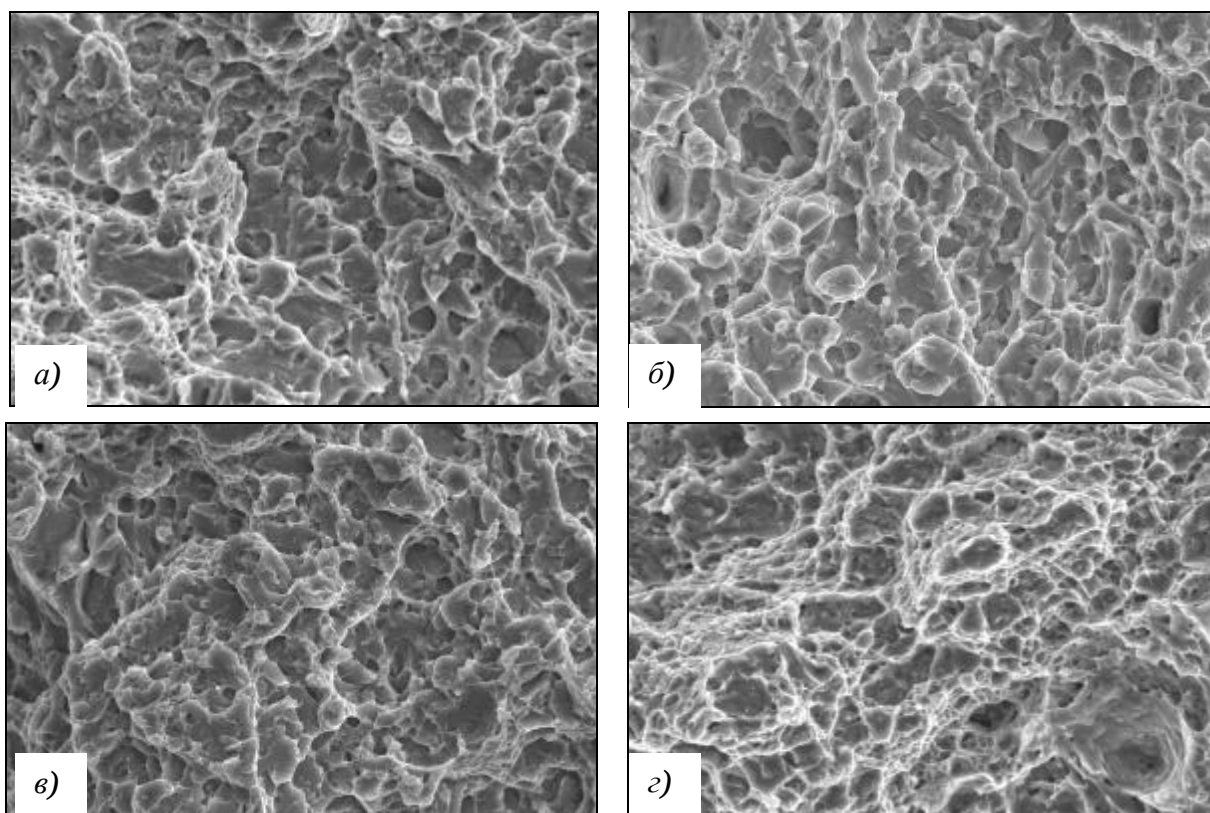


Рис. 1. Фрактограммы изломов образцов для различных температур отпуска: 300 (а), 350 (б), 400 (в) и 450 °С (г)

Хотя для всех температур отпуска разрушение носит вязкий характер, тем не менее, наиболее вязкий вид излома (характерные глубокие ямки) наблюдается при температурах отпуска 300 (рис.1,а) и 450 °С (рис.1,г), а наименее вязкий – для температуры 350 °С (ямки более мелкие, а их края более округлые, рис. 1,б).

Для более детального исследования эффекта отпускной хрупкости сплава ВП-30 на следующем этапе работы предполагается провести испытания образцов в более широком диапазоне температур отпуска, включив испытания на ударную вязкость.

1. Черняева Е. В., Ясников И. С., Мерсон Д. Л. Исследование связи явления необратимой отпускной хрупкости с неметаллическими включениями //Тез. докл. XV Петербургских Чтений по проблемам прочности (12-14 апреля 2005, Санкт-Петербург), Санкт-Петербург, с. 63-64

МЕХАНИЗМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И АУСТЕНИТНЫЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Волков А. Е. , Пяк Е. А.* , Вьюненко Ю. Н.

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

Показано, что механизм остаточных напряжений ЭПФ может действовать при охлаждении материала с переходом интервала температур прямого мартенситного превращения после деформирования в высокотемпературном состоянии. В численном эксперименте физические константы материала были приняты эквивалентными соответствующим постоянным эквивалентного сплава TiNi. Расчеты проведены с использованием математической модели механизма остаточных напряжений ЭПФ [1], включающую уравнения теплопроводности и равновесия моментов остаточных напряжений, феноменологические зависимости модуля Юнга и теплоемкости материала от температуры. Предполагали, что при деформировании круглой проволоки реализуются условия чистого изгиба, а неупругая деформация подчиняется закону пластического течения. Показано, что при равномерном охлаждении поверхности проволоки с постоянной скоростью изменения температуры в области прямого мартенситного превращения происходит частичное восстановление формы. В зависимости от степени влияния пластической деформации на температурные границы фазового перехода коэффициент восстановления формы может принимать значения от 10% до 50%.

1. Вьюненко Ю.Н. Механизм эффекта памяти формы, обусловленный эволюцией поля остаточных напряжений. Материаловедение. №12, 2003 , с. 2-6.

ПРЕДЕЛ УПРУГОСТИ И МЕХАНИЗМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПФ

Вьюненко Ю. Н.

Санкт-Петербургский государственный университет

Исследована роль деформационного предела упругости e_e материала в механизме остаточных напряжений ЭПФ. Ввиду большого значения этого параметра в формировании поля остаточных напряжений, e_e оказывает существенное влияние на формовосстановление. Это продемонстрировано в численном эксперименте на примере равномерного нагрева проволоочного образца с постоянной скоростью изменения температуры на поверхности. Расчеты проводили в рамках математической модели [1]. Константы модельного материала выбраны равными физическим характеристикам сплава TiNi. Было получено, что изменение e_e от 0,005 до 0,01 приводит к возрастанию коэффициента формовосстановления k от 17% до 29%. А при повышении предела упругости до 0,02 значение k превышает 40%.

Такая закономерность объясняется увеличением запаса упругой энергии, обеспечивающей впоследствии деформационные процессы эффекта памяти формы. Таким образом, повышение деформационного предела упругости материала может быть способом управления эффектом памяти формы.

1. Вьюненко Ю.Н. Механизм эффекта памяти формы, обусловленный эволюцией поля остаточных напряжений. Материаловедение. №12, 2003, с. 2-6.

О СКОЛЬЗЯЩЕМ ПРОЯВЛЕНИИ ЭПФ

Вьюненко Ю. Н.¹⁾, Журбенко П. Н.²⁾, Рубаник В. В.³⁾, Рубаник В. В.⁴⁾ (мл.)

¹⁾СПбГУ, ²⁾ТУРП, Санкт-Петербург, Россия

³⁾ИТА НАН РБ, ⁴⁾ВГТУ Витебск, Беларусь

Скользящее распространение процессов формовосстановления вдоль протяженных конструкций открывает новые возможности использования материалов данного класса в медицине и технике. Исследовали возможности последовательной реализации ЭПФ в различных сечениях протяженных образцов. Испытания проведены на сплавах TiNi и CuAlNi. В низкотемпературном состоянии образцам придавали S-образную форму. Развитие деформационных процессов ЭПФ стимулировали ультразвуком и нагревом краевого участка образца. Во втором случае характеристики последовательного развития ЭПФ определялись теплопроводностью материала и уровнем локального разогрева. Показано, что в этом случае реализация скользящего режима проявления ЭПФ на значительных по длине участках требует достижения температур ~ 800 К в зоне разогрева. При ультразвуковом воздействии на образец распространение процесса восстановления формы идет с большей скоростью и не требует перегрева материала. Таким образом, этот метод получения скользящего проявления ЭПФ практически безальтернативен.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПИРАЛЕЙ ИЗ СПЛАВА Cu Zn18Al 7

Вьюненко Ю. Н., Журбенко П. Н.* , Затульский Г. З.**

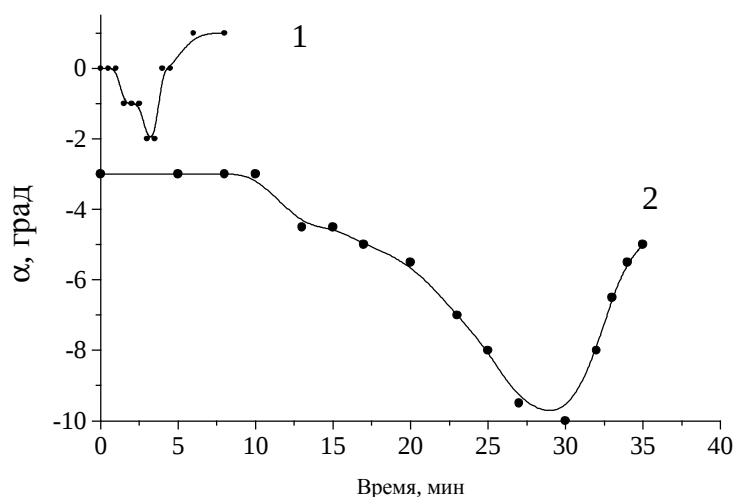
Санкт-Петербургский государственный университет,

*Технологический университет растительных полимеров, Санкт-Петербург, Россия,

** НТУ Украины «КПИ», Киев, Украина

Исследовали деформационные процессы в спиральной конструкции под воздействием механических нагрузок и при изменении температуры. Спиральные образцы были изготовлены из проволоки сечением $\sim 12 \text{ мм}^2$. Внешний диаметр спирали был равен $\sim 22 \text{ мм}$. Измеряли изменение высоты образца h и угол поворота α верхнего витка относительно основания. В изотермических условиях при температурах 262, 288 и 363 К построена зависимость h от величины сжимающего усилия от 0 до $\sim 20 \text{ Н}$. Показано, что в двух первых случаях указанные уровни нагрузки приводят к необратимому изменению высоты. В третьем случае резко возросшая жесткость конструкции придает ей пружинные свойства.

Термоциклирование спирали с переводом материала из низкотемпературного состояния в высокотемпературное и обратно сопровождается эффектом обратимой памяти формы. При этом обратимое формоизменение конструкции по высоте $z = (\Delta h / h_0) \cdot 100\%$, где h_0 начальная высота при комнатной температуре, а $\Delta h = h - h_0$ (h – максимальная высота в высокотемпературном состоянии), превышает 80%.



Одновременно с изменением высоты отмечено вращение верхнего витка спирали относительно ее основания. На образцах, подвергнутых многократному термоциклированию, отмечено сложное вращательное движение, аналогичное тому, что было обнаружено под воздействием механической сжимающей нагрузки [1]. Зафиксировано значительное влияние условий нагрева. Помещение образца в разогретый до $\sim 363 \text{ К}$ термостат вызывает

поворот на 2° по часовой стрелке, а затем вращение в противоположном направлении (кривая 1). При медленном нагреве спирали с термостатом поворот по часовой стрелке достигает 7° (кривая 2). По-видимому, такое расхождение в результатах является следствием возникающих в первом случае неравномерности распределения температуры на поверхности исследуемой конструкции.

1. Ю.Н.Вьюненко, Г.З.Затульский, В.Н.Комиссаров, А.А.Куликов, Ю.В.Солдатова. Эффект памяти формы в спиральных образцах сплава CuZnAl// Вестник Тамбовского университета, 2000, т.5, вып. 2-3, с.281-282.

МЕЗОСКОПИЧЕСКАЯ СУБСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ РАЗЛИЧНОГО КЛАССА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

В работе исследованы механизмы деформации мезомасштабных уровней в поверхностных слоях поликристаллов титана, алюминия, свинца и некоторых их сплавов при циклическом нагружении.

Одна из центральных проблем физической мезомеханики - роль поверхностных слоев нагруженного твердого тела в зарождении и развитии его пластической деформации и разрушения. Интенсивного развития мезоскопических механизмов деформации в поверхностных слоях поликристаллов можно ожидать в условиях циклического нагружения ниже макропредела текучести.

Показано, что в поверхностных слоях исследованных поликристаллов при знакопеременном изгибе формируется многоуровневая мезосубструктура-П, связанная с зарождением усталостных трещин. Это: гофрирование поверхности, движение отдельных зерен или их конгломератов как целого, самоорганизация экструдированных зерен или их конгломератов в петли, фрагментация поверхностного слоя в форме блочной мезосубструктуры, ориентированной по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений.

Характер поверхностной мезосубструктуры и размер ее элементов определяют сдвиговую устойчивость внутренней структуры поверхностного слоя и упругими характеристиками металла-основы. Размер элементов мезоструктуры тем меньше, чем выше упругие характеристики (и T_{meit}) материала подложки.

Полученные закономерности возникновения в поверхностных слоях поликристаллов мезосубструктуры связаны исключительно с эффектом многоуровневости системы "поверхностный слой - подложка". Некомпенсированные поворотные моды при сопряжении развивающейся мезосубструктуры в поверхностном слое и упруго нагруженной подложки приводят к зарождению поверхностных усталостных трещин.

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

Установленные и изученные в работе механизмы мезомасштабного уровня, развивающиеся в поверхностных слоях исследованных поликристаллов, вполне удовлетворительно описываются теорией нелинейных волн локализованной пластической деформации на мезоуровне в слабо диссипативной среде.

ИЗУЧЕНИЕ СВЯЗИ МЕЖДУ МИКРОСТРУКТУРОЙ И СТАТИСТИЧЕСКИМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВА $\text{Ti}_{49,7}\text{Ni}_{50,3}$

Беляев С. П., Реснина Н. Н., Колесникова О. С.

Санкт-Петербургский государственный университет
resnina@smel.math.spbu.ru

Структура приблизительно равноатомных сплавов TiNi с избытком никеля после закалки от температур, превышающих 800°C , является гомогенной. В результате отжига закаленного сплава в его структуре происходят изменения, сопровождающиеся возникновением концентрационных неоднородностей и выделением вторичных фаз. Естественно предполагать, что процессы, происходящие при отжиге, будут влиять на статистическое распределение микротвердости. Если сплав имеет гомогенную структуру, то распределение будет являться распределением Гаусса, а при отжиге форма распределения должна становиться мультимодальной и соответствовать изменению микроструктуры.

Настоящая работа посвящена анализу распределения микротвердости сплава $\text{Ti}_{49,7}\text{Ni}_{50,3}$ на основе известных представлений о его микроструктуре.

Механически полированные шлифы закаливали от 800°C в воде и отжигали при температурах 300, 500, 600 и 700°C в течение 2 часов в запаянных кварцевых ампулах в атмосфере аргона. Микротвердость измеряли стандартным методом на приборе ПМТ-3, нанося 300 отпечатков алмазной пирамиды на каждом шлифе в случайных местах на поверхности. По результатам измерений строили гистограммы распределения микротвердости. Статистическую обработку гистограмм проводили в предположении, что каждая структурная составляющая сплава имеет свое нормальное распределение микротвердости, а полное распределение представляет собой их простую суперпозицию. Достоверность той или иной гипотезы оценивали по χ^2 -критерию.

Установлено, что в закаленном образце выявляются три компоненты распределения. Одна из них может быть приписана границам зерен поликристалла, поскольку присутствует на всех полученных распределениях. Две других указывают на то, что уже в закаленном материале имеется неоднородное распределение химических элементов по объему материала. После закалки и последующего отжига при 300°C вид распределения качественно не изменяется. В образцах отожженных при температурах, превышающих 300°C , выявляются четыре нормальные компоненты распределения. Это связано с тем обстоятельством, что при таких термообработках в матрице состава TiNi со структурой типа B2 выделяются частицы вторичной фазы (предположительно Ti_3Ni_4), размер которых увеличивается с увеличением температуры отжига. Анализ полученных распределений после высокотемпературного отжига заставляет предположить, что в напряженных локальных областях вблизи границ частиц и матрицы происходит рекристаллизация, которая является причиной появления дополнительного пика, соответствующего структурной составляющей с низкой твердостью. В целом, можно заключить, что статистическое распределение микротвердости оказывается весьма чувствительным к структурным изменениям, происходящим в никелиде титана при термообработке.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 04-01-00406 и программы поддержки научных школ НШ-2288.2003.1.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ДЛЯ РАСШИРЕНИЯ ДИАПАЗОНА УПРАВЛЯЕМЫХ ИМПУЛЬСОВ ДАВЛЕНИЯ, СОЗДАВАЕМЫХ МАГНИТНОИМПУЛЬСНЫМ СПОСОБОМ

Колтунов О. С., Кривошеев С. И.

Государственный политехнический университет, С-Петербург,
integr@delfa.net

Проведение экспериментов по изучению свойств материалов требует полной информации о параметрах воздействия и использования схем нагружения, позволяющих провести аналитический анализ напряженно-деформированного состояния. Очевидно, что сложность и многофакторность процесса разрушения усугубляется при динамическом нагружении появлением дополнительных параметров, а именно – формы и длительности импульса нагрузки.

На примере традиционно используемой для исследования разрушения бездефектных образцов в динамике откольной схемы нагружения показана эффективность магнитно-импульсного способа формирования импульсов давления в микросекундном интервале длительностей. Главным его достоинством является простота определения действующего на образец импульса давления, параметры которого однозначно связаны с токораспределением в загрузочном устройстве. В эксперименте отмечено увеличение пороговой разрушающей нагрузки при уменьшении длительности импульса, характерное для различных материалов. В силу физических ограничений формирование импульсов тока (давления) большой амплитуды и малой длительности при прямом разряде конденсаторной батареи приводит к потере простой управляемости параметрами импульса.

Дополнительным фактором, влияющим на параметры импульса давления, создаваемого магнитно-импульсным способом, может быть внешнее магнитное поле. Если систему плоских шин установить в однородном ортогональном магнитном поле H_e , то на них действует магнитное давление

$$P_m^* = \mu \cdot H_i^2 / 2 + \mu \cdot H_i \cdot H_e. \quad (1)$$

Как видно из (1), внешнее магнитное поле может существенно влиять на параметры импульса давления. В такой системе ответственность за амплитуду импульса можно переложить на внешнее магнитное поле, при этом основной функцией источника тока будет формирование формы и длительности импульса давления.

Приведены результаты модельных экспериментов по формированию импульсов давления с использованием внешнего магнитного поля, показавшие соответствие с (1). Показаны подходы к оптимизации внешней магнитной системы и приведены результаты расчета магнитного поля и давления в оптимальной модифицированной магнитной системе для формирования управляемых импульсов магнитного давления длительностью от 20 нс.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Ткачёв С. П., Ткачёва Г. И.

СамГТУ, Самара, Россия

physics@samgtu.ru

Решение проблемы отпускной хрупкости потребовало проведения рентгеновских фрактографических исследований поверхностей излома образцов из конструкционных сталей после стандартных испытаний на ударную вязкость. Результаты, приведенные на рис. 1, позволили определить стали, находящиеся в состоянии обратимой и необратимой отпускной хрупкости.

Анализ зависимости относительной пластической деформации поверхностного слоя излома (рис.2) от температуры отпуска показывает, что переход стали из одного структурного состояния в другое происходит не плавно, а ступенчато, в соответствии с перераспределением определенных легирующих элементов. При одной и той же относительной деформации может наблюдаться как вязкий, так и хрупкий излом.

При распространении трещины фазовый состав деформированного объема не остаётся неизменным (рис.3). В объеме зарождения трещины наблюдается повышенное содержание аустенита, которое уменьшается при приближении к зоне долома.

Хрупкость разрушения определяется объемом деформированной зоны, а не степенью деформации.

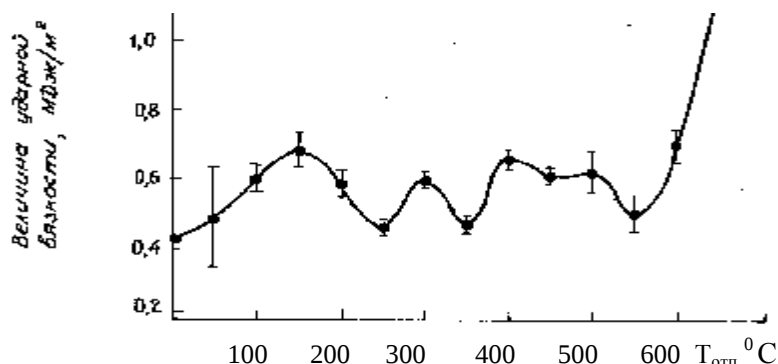


Рис 1. Ударная вязкость.

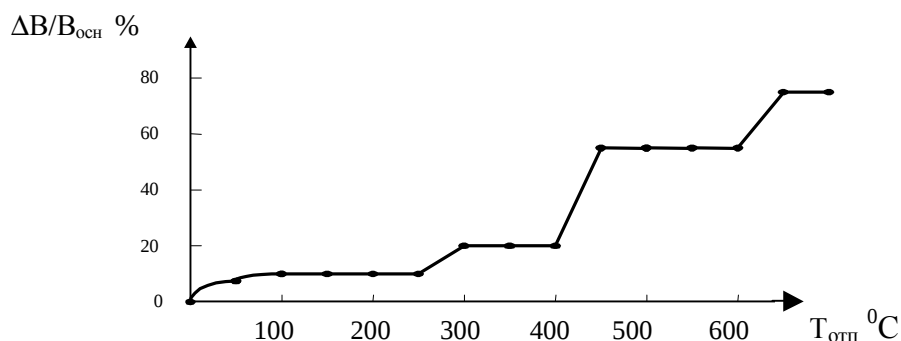


Рис.2. Влияние температуры отпуска на изменение относительной ширины дифракционных линий

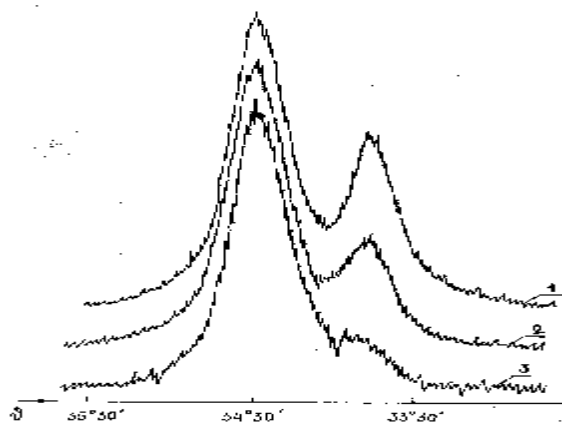


Рис. 3. Дифрактограмма от поверхности излома.

РЕЛАКСАЦИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СТАБИЛЬНЫХ И МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Капуткина Л. М., Инкин И. В., Добрынина О. В., Минина Н. А.,
Афанасьева Т. С.

Московский государственный институт стали и сплавов
klm@tmo.misis.ru

В работе были исследованы изменение структуры и релаксация напряжений в 5 листовых материалах: 2 однофазные ферритные стали с различным химическим составом и размером зерна (материалы А – сталь 06Т и Б – сталь 10); сталь с «дуальной структурой» (феррит + бейнит) (материал В – сталь 20ХГ); аустенитная сталь (материал Г – сталь 17Х18Н9); аустенитно-мартенситная сталь с интенсивным превращением под нагрузкой (материал Д – сталь 08Х14АН4МДБ) после деформации по разным схемам нагружения.

Для дилатометрических исследований были взяты заготовки вдоль и поперек направления деформации (прокатки для исходного состояния, знакопеременного изгиба и растяжения) – 4 материала после различных режимов обработки. Нагрев производился от 20 °С до 1100 °С, со скоростью 5 °С в минуту.

Отмечены различия по температурам процессов для различных режимов и ориентировок, что может быть связано с разной субструктурой и разной её стабильностью для различных текстурных компонент. Так, было обнаружено влияние знакопеременного изгиба на термическую анизотропию изменения размеров образцов исследуемых материалов. Чем анизотропней термическое расширение материала, тем больше различия в наклоне кривых нагрева в интервале разупрочнения образцов, вырезанных вдоль и поперек направления деформации.

Для ферритной стали (материал А), в исходном состоянии обладающей наибольшей механической анизотропией ($r = 2,64$), наблюдаются наибольшие различия в угле наклона кривых нагрева в интервале разупрочнения у образцов в двух перпендикулярных направлениях. Для других материалов (Б, В, Г) в исходном состоянии эти различия заметно менее выражены, и коэффициент анизотропии также имеет меньшую величину. После знакопеременной деформации они не увеличиваются, а в случае стали А даже уменьшаются, тогда как после испытания на растяжение для всех материалов различия в изменении размеров при нагреве различно ориентированных образцов приобретают гораздо более заметный характер. Действительно, как для ферритных, так и для аустенитной стали хорошо видно, что именно испытание на растяжение, а не знакопеременный изгиб, приводит к наиболее анизотропной структуре.

Нагрев до 400 °С продеформированной в захвате заготовки из стали Б не вызовет никаких искажений в её форме, тогда как для исходного листового материала из этой стали искажения будут наблюдаться начиная от комнатной температуры. Листовой материал из двухфазной стали (материал В) может быть нагрет до 600 °С без искажений формы, из мягкой ферритной – до 320 °С, а для аустенитной стали искажения будут с самого начала нагрева.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ АЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ

Ложников Ю. И., Капуткина Л. М.

Московский государственный институт стали и сплавов

lojnikov@hotmail.ru

Изучены диаграммы горячего сжатия и структурообразование азотистых и аналогичных безазотистых сталей различного состава и назначения.

Азот при прочих равных условиях повышает сопротивление деформации и тем сильнее, чем выше концентрация его в твёрдом растворе; в результате растёт уровень всех характеристик напряжений: $\sigma_{\max}$, $\sigma_{\text{уст.}}$; максимум напряжения достигается обычно раньше в сталях с азотом и с уменьшением скорости деформации. При одинаковом базовом составе стали, легированные азотом, характеризуются более высоким уровнем напряжений и, соответственно, более мелким рекристаллизованным зерном [1]. С повышением температуры деформирования возрастает доля растворившихся карбонитридов, растёт легированность твёрдого раствора Cr, V, W и другими элементами, снижающими скорость диффузии, повышающими сопротивление деформации. Легирование стали никелем способствует ускорению процессов разупрочнения и соответственно снижению $\sigma_{\max}$, если не превалирует влияние большей растворимости карбонитридов и увеличения легированности аустенита другими элементами в комплексно легированных сталях.

Рост уровня напряжений и, особенно, температурный рост скорости диффузии ведёт к ускорению процессов разупрочнения.

Протекание деформационного старения, особенно при малых скоростях деформации ($\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ с}^{-1}$), и выделение карбидов и карбонитридов, более вероятное в ходе горячей деформации легированных азотсодержащих сталей, ведёт к снижению сопротивления деформации, появлению на диаграмме «площадки» текучести и нарушению температурно-скоростных зависимостей сопротивления деформации и упрочнения сталей [2].

Эффект деформационного старения при горячей деформации может быть использован для повышения прочности аустенитно- и мартенситностареющих сталей с учётом изменения кинетики мартенситного превращения и процессов отпуска при высокотемпературной термомеханической обработке.

1. Легирование азотом и упрочнение нержавеющей аустенитных и мартенситно-аустенитных стареющих сталей в процессе термомеханической обработки / Ю.И. Ложников, Л.М. Капуткина // Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия. – 2004. - № 5. - С. 51 - 56.
2. Hot Strain Diagrams, Stengthening and Recrystallization of Nitrogen Alloyed Steels / L.M. Kaputkina, V.G. Prokoshkina, Yu.I. Lojnikov // Materials of Science Forum on Proceedings of the Second Joint International Conference on Recrystallization and Grain Growth, ReX & GG2, SF2M. Annecy, France, 30th August – 3rd September 2004. - 2004. - P. 2. - V. 467-470 – pp. 281-286.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В НЕФТЕХИМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Крыленко А.В.

ОАО «Нафтан», г. Новополоцк, Беларусь
krylenko@naftan.vitebsk.by

Процессы старения металла при длительных сроках эксплуатации вызывают деградацию структуры и резкое снижение требуемого уровня механических свойств, что влечет за собой потерю работоспособности конструкции, а иногда и аварийную ситуацию. В деградационных процессах, происходящих в материале, имеют место изменения структурного состояния, старение (естественное, искусственное, деформационное, динамическое), образование и развитие механических повреждений в поверхностных слоях и в объеме материала, физико-химические повреждения (радиационные, коррозионные, эрозионные) и т.д.

Основным последствием старения металла является снижение способности металла сопротивляться распространению в нем трещин. Так, например, тепловая хрупкость ферритных и ферритно-перлитных сталей, обусловленная развитием при температурах 250...500°C (с выдержкой более 100 ч) процессов сегрегации вредных примесей по границам зерен и выделением карбидов высокой плотности, вызывает ослабление границ зерен и разрушение многих металлоконструкций нефтехимической отрасли. При этом твердость, предел прочности и предел текучести металла у потенциально аварийной конструкции практически не изменяются. Изменения видны лишь при определении характеристик ударной вязкости и трещиностойкости.

В настоящей работе выполнено исследование влияния деформационного старения (ГОСТ 7268) на механические свойства низколегированных кремнемарганцовых сталей 09Г2С, 16ГС, 10Г2С, широко применяемых при изготовлении сосудов, аппаратов и металлоконструкций в нефтехимической промышленности. Результаты приведены в таблице.

Марка стали	s _B , МПа			s _{0,2} , МПа			d ₅ , %			y, %			КСУ, МДж/м ²		
	степень деформации, %														
	0	5	10	0	5	10	0	5	10	0	5	10	0	5	10
09Г2С	455	445	443	282	298	291	28,5	30,3	32,5	65,0	65,0	68,6	2,61	1,39	0,91
16ГС	457	451	432	268	261	256	31,3	30,8	31,3	55,6	55,6	55,7	0,91	0,71	0,6
10Г2С1	576	579	582	376	401	406	30,3	31,3	28,6	63,8	67,1	55,9	1,43	1,05	0,56

Анализ полученных данных показывает, что деформационное старение не вызывает заметного изменения механических свойств, определяемых при испытаниях на растяжение. В результате деформационного старения сталей 09Г2С, 16ГС, 10Г2С1 значительно снижаются значения ударной вязкости и, следовательно, повышается порог хладноломкости.

Таким образом, установлено, что ударная вязкость занимает особое место среди других механических характеристик и является наиболее чувствительной характеристикой к изменению механических свойств, т.к. она наиболее объективно отражает деградационные процессы, происходящие в металле.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ СЕВЕРНОГО ИСПОЛНЕНИЯ

Петров П. П.

Институт физико – технических проблем Севера СО РАН, г. Якутск, Россия.

petrov iptpn ntd@ykt.ru

Создана конструкционная сталь с заданным комплексом свойств в результате легирования элементами, обладающими различной степенью локализации валентных элементов. Предлагаемая сталь обладает одновременно высокой прочностью, износостойкостью, пластичностью, повышенной ударной вязкостью при отрицательных температурах, теплостойкостью и жидкотекучестью. Данная комплексно-легированная сталь дополнительно содержит модифицирующую смесь, в состав которой входят: ванадий, азот, барий, бор, иттрий, скандий, окислы: ниобия, циркония, титана при следующем соотношении компонентов, масс. %: C = 0,22; Mn = 0,9; Si = 0,7; Cr = 0,8; Ni = 0,4; Mo = 0,1; Cu = 0,3; P = 0,03; S = 0,03; V = 0,03; N = 0,01; Ba = 0,001; B = 0,001; Y = 0,01; Sc = 0,012; Nb₂O₅ = 0,01; ZrO₂ = 0,005; TiO₂ = 0,005, остальное - Fe.

Данная сталь имеет бейнитно-мартенситную структуру, содержащую до 23 % бейнита с размером зерна 10 – 19 мкм. Является сложнолегированной сталью, содержащей 4,94 % легирующих элементов, в том числе, микролегирующие элементы составляют 0,144%. По уровню прочности относится к классу конструкционных сталей высокой прочности $\sigma_T \geq 450$ МПа.

Микролегирование элементами, обладающими высокими степенями локализации валентных электронов (титан, ванадий, цирконий, ниобий), приводит к существенному росту величины ударной вязкости. Образцы данной стали по всему сечению имеют однородную и более мелкокристаллическую микроструктуру. Модифицирующая смесь измельчает зерно, понижает порог хладноломкости, улучшает прочностные свойства в результате возникновения жестких направленных связей между атомами.

Введение в сталь ванадия существенно задерживает распад мартенсита при температурах эксплуатации за счет задержки выделения углерода из α - раствора, повышая, тем самым, теплостойкость стали. Ванадий с азотом образуют мелкодисперсные карбидонитриды, которые в сочетании с мелкими окислами ниобия, циркония и титана являются препятствиями для распространения трещин при отрицательных температурах, что сказывается положительно на динамических характеристиках стали. Уменьшение общего числа неметаллических включений и количества растворенного газа в металле, в первую очередь, кислорода и водорода, достигается присадкой бария, что является причиной улучшения жидкотекучести.

Добавка редкоземельных металлов (иттрий, скандий) увеличивает работу зарождения трещины, которая связана с некоторым уменьшением содержания неметаллических включений, а также изменением их дисперсности и формы. Некоторое понижение работы распространения трещины в интервалах температур перехода к хрупкому разрушению объясняется тем, что при понижении концентрации неметаллических включений в результате добавки редкоземельных металлов уменьшается количество эффективных препятствий на пути развивающейся трещины.

Равномерное распределение микродисперсных частиц с жестко направленными связями в объеме образца приводит к более равномерному распределению внешней нагрузки по сечению образца, т.е. охватывается большее количество атомов, что ведет к существенному повышению энергоемкости материала. Несмотря на то, что в исходном состоянии в стали созданы направленные силы связи между атомами, где преобладающей является металлическая связь, с понижением температуры испытания в опреде-

ленном температурном интервале происходит интенсивное образование ковалентных связей, в результате чего в области более низких температур они становятся преобладающими. Такая перестройка межатомных взаимодействий, по-видимому, является физической причиной снижения работы распространения трещины с понижением температуры испытания и ростом скорости деформации.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

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

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

Сплавам с памятью формы присущ особый механизм термоциклической усталости, который заключается в том, что при циклическом изменении температуры через интервал мартенситных превращений в нагруженном образце из сплава с памятью формы происходит необратимое формоизменение с последующим разрушением материала. Причиной такого поведения является пластическая аккомодация мартенсита, образующегося в ходе прямого фазового превращения. Это — процесс релаксации внутренних напряжений, появляющихся ввиду несовместности фазовой деформации.

В настоящей работе предложены уравнения, описывающие накопление дефектов в результате такой микропластической деформации. При их составлении предполагается, что деформационные дефекты можно разделить на обратимые и необратимые посредством деформации. Сформулированы условия макроразрушения поликристаллического материала из сплава с памятью формы, в каждом из зерен которого осуществляется многовариантное мартенситное превращение, сопровождающееся пластической аккомодацией и накоплением дефектов. Величина микропластической деформации рассчитывается на основании предложенной ранее микроструктурной модели [1, 2].

Проведено моделирование механического поведения сплава с памятью формы при термоциклировании под напряжением. Показано, что зависимость числа циклов до разрушения от величины приложенного напряжения может быть представлена в виде степенной зависимости, аналогичной закону Коффина-Мэнсона, что соответствует известным экспериментальным данным [3].

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 04-01-00406) и программы поддержки научных школ НШ-2288-2003.1

1. Evarд M.E., Volkov A.E. Modeling of martensite accomodation effect on mechanical behavior of shape memory alloys // J. Engn. Mater. and Technology. 1999, Vol. 121, N 1. P. 102 – 104.
2. Волков А.Е. Микроструктурное моделирование деформации сплавов при повторяющихся мартенситных превращениях // Известия РАН, сер. Физическая, 2002, т.66, № 9, с.1290-1297.
3. Беляев С.П., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Ковалев С.М. Деформация и разрушение никелида титана под действием теплосмен и напряжения. ФММ, 1987, том 63, вып.5, с.1017-1023.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ И ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ЗА СЧЕТ СДВИГА НА ОДНОЙ ПЛОСКОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ

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

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

Предложена микроструктурная модель для описания изменения плотности деформационных дефектов при сдвиге в фиксированном направлении. В рамках этой модели предполагается, что все деформационные дефекты можно разделить на две категории: дефекты, обратимые и необратимые деформацией. Первые можно соотнести с дислокационными петлями, образующимися и расширяющимися (сужающимися) при развитии деформации, вторые — с неспособными к консервативному движению дислокационными конфигурациями, образующимися при двойном поперечном скольжении дислокаций, огибании ими препятствий и при их неполной аннигиляции. Предложен критерий разрушения, зависящий от плотностей дефектов обоих типов.

Получены аналитические решения дифференциальных уравнений, описывающих эволюцию плотности дефектов. Выполнено численное моделирование изменения количества дефектов для однонаправленного и циклического знакопеременного деформирования. Исследована зависимость решений от констант материала. Показано, что предсказываемое моделью число циклов до разрушения находится в хорошем соответствии со степенным законом Коффина–Мэнсона, причем этот показатель степени в довольно большом интервале параметров оказывается близким к 0.5.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 04-01-00406) и программы поддержки научных школ НШ-2288-2003.1

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ЛИНИЙ СКОЛЬЖЕНИЯ И СУБМИКРОТРЕЩИН НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Веттегрень В. И., Гиляров В. Л., Светлов В. Н., Крючков М. А.

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

Анализируются результаты исследования механизма образования линий скольжения и микротрещин на поверхности холоднокатаных, полированных образцов меди при помощи туннельной микроскопии.

Установлено, что при стационарной ползучести в первую очередь активизируются источники дислокаций в слое толщиной до 200 – 300 нм. В результате образуется большое число дефектов с нанометровыми размерами. Стенки нанодефектов параллельны плоскостям легкого скольжения дислокаций. При их объединении формируются фрагменты линий скольжения, длина которых варьирует от нескольких десятков до сотен нанометров. Затем вступают источники в более глубоких слоях, что приводит к образованию линий длиной до $\approx 8-9$ мкм. Образование, эволюция и исчезновение линий вызвано беспорядочными перемещениями областей материала шириной несколько нанометров. В местах пересечения линий и внутри них в результате действия наиболее

активных источников образуются дефекты, имеющие вид трещин с поперечным сечением, достигающим микронных размеров.

Увеличение средних размеров нанодефектов происходит скачкообразно – за три раза. Совокупность нанодефектов образует ряд иерархических уровней, причем распределение по размерам на каждом уровне описывается гамма-функцией. Число дефектов на каждом уровне осциллирует вследствие переходов между уровнями. На основе обобщенной модели Лотка–Вольтерра построена система уравнений, описывающая такие осцилляции.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 03-05-64831).

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТЕПЛОВЫХ ВОЛН НА ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Плехов О. А.

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

Эволюция микро- и мезоструктуры металлических материалов была объектом интенсивных исследований на протяжении всего прошлого столетия. В настоящее время хорошо известно, что процесс эволюции мезоструктуры материала сопровождается поворотами и разрушением мезоскопических объёмов, что приводит к образованию высоких внутренних напряжений и, как следствие, накоплению энергии в материале. Отношение величины запасённой энергии (w_{st}) к величине пластической работы ($W_p = \int \sigma : d\epsilon$) является объектом бурных дискуссий на протяжении многих лет. Общепринятое предположение $w_{st} < 0.2 W_p$, основанное на ранних работах g.j. Taylor [1] даёт хорошие результаты при механических расчётах, выполненных для больших скоростей деформации. Однако в случае квазистатического нагружения и в некоторых других особых случаях возникает острая необходимость расчёта величины и скорости запаасаемой в материале энергии.

В работе предложена новая термодинамическая модель пластической деформации твёрдого тела с дефектами. Полученные кинетические уравнения были использованы для описания кинетики нагрева при квазистатическом растяжении стали. Численно исследован процесс распространения тепловых волн на поверхности образца на площадке текучести. На основе автомоделных решений кинетических уравнений для тензора плотности дефектов получены аналитические оценки для параметра нелокальности и характерных времён эволюции ансамбля микросдвигов.

Работа выполнена при поддержке грантов рффи 04-01-96009, 04-01-96042 и фонда содействия отечественной науке.

1. W.S. Farren., G.I. Taylor, Proc. Roy. Soc. London A107, (1925) 22.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co, ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Корзников А. В. *, Носкова Н. И. **, Корзникова Г. Ф. *

* *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа,*

** *Институт физики металлов УРО РАН, Екатеринбург*

korznikova@anrb.ru

Сплавы системы Fe–Cr–Co относятся к группе магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса. Магниты из сплавов с 15 и 23% кобальта получают преимущественно методами литья, так как применение методов обработки давлением затруднено в связи с низкой деформационной способностью, обусловленной образованием в структуре в интервале температур 700–1050 °С охрупчивающей интерметаллидной σ -фазы. Вместе с тем, известно, что формирование нанокристаллической структуры в металлах и сплавах путем интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает широкие возможности в получении материалов с необычными физико-механическими свойствами, которые могут быть использованы на практике. В частности, методами ИПД можно изменить размер и морфологию интерметаллидных фаз в промышленных сплавах и за счет этого существенно повысить их пластические характеристики.

Данная работа посвящена исследованию структуры и механических свойств образцов сплава Fe–30%Cr–23Co с различным исходным фазовым составом в различных структурных состояниях.

Исследованы фазовый состав, микротвердость, механические свойства на разрыв и изгиб, а также проведен электронномикроскопический анализ тонкой структуры и изломов образцов сплава после различных режимов термообработки с крупным размером зерна и после ИПД методом кручения под высоким давлением.

Установлено, что в крупнозернистом состоянии пластичностью обладают образцы с однофазной структурой α твердого раствора и образцы с двухфазной $\alpha + g$ структурой. Образцы сплава с $s + g$ и модулированной $a_1 + a_2$ структурами являются хрупкими и обладают невысокими прочностными характеристиками. Показано, что ИПД приводит к формированию НК структуры в сплаве 30X23K с размером зерен порядка 50 нм. При этом происходит повышение прочности и снижение пластичности в образцах с α и $\alpha + g$ структурой и повышение прочности и пластичности в $s + g$ и $a_1 + a_2$ состояниях. Обнаруженное повышение пластичности, по-видимому, связано с растворением при ИПД интерметаллидной s -фазы и модулированной $a_1 + a_2$ структуры.

ОСЕСИММЕТРИЧНЫЙ ВЯЗКОУПРУГИЙ УДАР ТВЕРДОГО ТЕЛА ПО ПЛАСТИНКЕ УФЛЯНДА–МИНДЛИНА

Локтев А. А., Россихин Ю. А., Шитикова М. В.

*Воронежский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,
prtlokt@yandex.ru*

Данная работа посвящена математическому моделированию поперечного удара твердого тела о пластинку, динамическое поведение которой описывается волновыми уравнениями Уфлянда–Миндлина, учитывающими инерцию вращения и деформацию поперечного сдвига, посредством вязкоупругого буфера. Рассматриваются упругая и вязкоупругая изотропные пластинки. Вязкоупругие свойства материала пластинки учитываются только при сдвиговых деформациях путем представления модуля сдвига и модуля Юнга в виде оператора. Предполагается, что в момент удара в пластинке зарождается нестационарная волна поперечного сдвига, за счет которой происходит деформация материала вне зоны контакта, а отраженная волна не успевает вернуться в место крепления буфера и пластинки до окончания процесса удара.

Буфер представляет собой винтовую цилиндрическую пружину, выполненную из стали круглого поперечного сечения, и последовательно соединенный с ней гидравлический демпфер. Основание буфера, не теряющего устойчивости в процессе взаимодействия, жестко заделано в пластине. Коэффициент жесткости буфера представляется в виде оператора, а соотношение для контактной силы приобретает интегральную форму с функцией релаксации для модели Максвелла.

В качестве метода решения используется лучевой метод и метод сращивания асимптотических разложений, полученных для малых времен в зоне контакта и вне ее. При взаимодействии тела с пластиной в последней начинают распространяться квази-продольная и квази-поперечная волны, которые являются поверхностями сильного разрыва. За фронтами этих волн решение строится в виде лучевых рядов, представляющих собой степенные ряды, коэффициентами которых служат скачки производных по времени от искомым функций различных порядков, а переменной величиной – время, прошедшее с момента прихода волны в заданные точки пластинки. Для определения коэффициентов лучевого ряда для искомой функции необходимо продифференцировать определяющие уравнения пластинки по времени, взять их разность на различных сторонах волновой поверхности и применить условие совместности. В результате описанной процедуры приходим к системе рекуррентных дифференциальных уравнений, решая которую получаем искомые величины с точностью до произвольных постоянных. Произвольные постоянные находятся при сшивании на границе контактной области решений для искомой функции внутри контактного пятна и вне его.

Получены компактные аналитические выражения для контактной силы. Проведенные численные исследования позволяют сделать заключение о влиянии вязкоупругих свойств буфера и материала композитной пластинки на динамические характеристики взаимодействия. Учет пяти членов лучевого разложения позволяет определить с необходимой точностью напряжение в контактной области и динамический запас прочности пластинки.

ОТКЛОНЕНИЕ ОТ ЗАКОНА ОМА, ОБУСЛОВЛЕННОЕ ДИСЛОКАЦИЯМИ

Никифоренко В. Н., Босин М. Е.

Институт измерительной техники "Циклон", Харьков, Украина
bosin@yandex.ru

В исследованиях о дислокациях сложились представления о них, как об объектах, ответственных, в основном, за пластичность. Вместе с тем, дислокации в металлах несут заряд [1] и колеблются с высокой частотой [2], в связи с чем, они могут быть рассмотрены как ВЧ источники волн зарядовой плотности. Это обстоятельство является определяющим в их влиянии на физические свойства твердых тел.

В настоящей работе с помощью резистометрического метода *in situ* [3] и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проведено экспериментальное рассмотрение дислокаций как ВЧ источников волн зарядовой плотности, приводящих к отклонению от закона Ома. Обнаружено в условиях активного деформирования образцов Al, Cu, Zn, Zr, Ti и др. резкое увеличение электропотенциала U_d , сопровождающееся ростом плотности дислокаций N_d и деформирующего напряжения σ . ПЭМ наблюдения регистрируют в деформируемых вблизи предела текучести образцах скопления диполей. Показано, что дислокационный электропотенциал [2] $U_d = \alpha G b^2 B v_d / n m V_e i$ в значительной степени зависит от N_d , обуславливающей их взаимодействие, связанное с коэффициентом α , диссипативных процессов вблизи дислокационных ядер, характеризующихся коэффициентом B , и частоты колебаний атомов внутри дислокационного ядра v_d . Приведены экспериментальные доказательства того, что основные признаки, определяющие ход зависимостей дислокационного сопротивления $R_d(\sigma)$, связаны с изменением дислокационного потенциала и v_d .

Рассматриваемые нелинейности в электропроводности металлов подтверждают обнаруженные ранее эффекты, связанные с изменением структурного состояния: появления неустойчивости U_d , обусловленные скачкообразным изменением σ при 4,2 К [4], синхронное изменение зависимостей $R_d(t)$ и $\sigma(t)$, при увеличении скоростей деформирования $\epsilon = 10^{-5} \div 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при 77 К [5], релаксационные зависимости $R_d(t)$ и $\sigma(t)$ при 77 К [6].

Таким образом, экспериментально установлено, что имеющие место нелинейности в электропроводности металлов связаны, в первую очередь, с изменением плотности дислокаций, рассматриваемых как ВЧ волны зарядовой плотности.

1. Никифоренко В.Н. ИФЖ, 70, № 1, 23 (1997).
2. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. ДРАН 373, № 2, 178 (2000).
3. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. А.с. № 1821634 (1990).
4. Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф. Материалы XLIII Международной конференции "Актуальные проблемы прочности", Витебск, 39 (2004).
5. Лаврентьев Ф.Ф., Никифоренко В.Н. ДАН СССР, 315, № 5, 1127 (1990).
6. Никифоренко В.Н. ФММ, 75, № 2, 210 (1993).

СТАБИЛИЗАЦИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗМЕРОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСРЕДСТВОМ КРИОГЕННОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

Босин М. Е., Лаврентьев Ф. Ф., Никифорова В. Н., Солодилов С. А.

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

Проблема долговременной работоспособности прецизионных криогенных ИК-оптических систем и навигационных гироскопов является важной проблемой материаловедения. Анализ силовых и температурных условий работы ИК-оптики и гироскопов ориентации был проведен в работе [1], в которой отмечалась особая роль в выборе перспективных материалов для прецизионной техники такого параметра как коэффициент Максудова

$$P = \frac{E \cdot l}{a \cdot c \cdot r}, \quad (1)$$

где E – модуль Юнга, λ – теплопроводность, α – коэффициент линейного расширения, c – удельная теплоемкость, ρ – плотность материала. Коэффициент P был получен эмпирически из условия стабильности формы при воздействии на материал малых механических напряжений и температурных градиентов. Вместе с тем, нужно отметить, что критерий (1) недостаточен для окончательного выбора материала, поскольку в нем не учтены технологичность, размерная и временная стабильность, зависимость физических характеристик от структурного состояния материала.

В настоящей работе на основе результатов исследований температурных зависимостей физико-механических свойств проведен расчет P и изучены $P(T)$ в интервале температур 30-300 К для ряда материалов. Исследованы три сорта технического поликристаллического бериллия, девять промышленных алюминиевых сплавов, неметаллы (ситалл, карбид кремния и поликристаллический литой кремний). Приводятся результаты анализа перечисленных материалов по критерию (1) и другим характеристикам. Особое внимание уделено проблеме размерной стабильности изделия в процессе его эксплуатации в режиме криогенного термоциклирования, являющейся основополагающей при выборе рабочего материала. Исследования размерной стабильности необходимо сочетать с изучением структурного состояния и его эволюции.

Непосредственное количественное исследование эволюции структурного состояния при криогенном термоциклировании по режиму $300 \leftrightarrow 77$ К было проведено для модельного материала моно-, би- и поликристаллов цинка, которое показало, что низкотемпературное термоциклирование приводит к увеличению на порядок плотности дислокаций, двойникованию и, наконец, к разрушению материала без приложения внешней нагрузки.

Разработана методика стабилизирующего криогенного термоциклирования и входного контроля металлов, рекомендованная в ПО "Базальт" (г. Саратов) и лаборатории ИК-оптики (г. Киев).

На основании проведенных исследований проведен выбор материалов, рекомендованных в различных областях прецизионной техники.

1. Сб. трудов "Космический астрономический эксперимент Ломоносов" под ред. В.В. Нестеровой, А.М. Черепашука, Е.К. Шеффера. МГУ, Москва, 191 (1992).

ТЕРМОАКТИВИРОВАННАЯ БЛОКИРОВКА ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ И ЕЕ ПОСЛЕДСТВИЯ

Гринберг Б. А., Иванов М. А.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия, bella@imp.uran.ru
Институт металлофизики НАН Украины, Киев, ivanov@imp.kiev.ua*

Способность дислокаций в интерметаллидах к собственной блокировке выделяет их среди дислокаций в других материалах. Существенно, что превращения дислокаций из скользящей формы в заблокированную являются термоактивированными и происходят без участия других дислокаций. Здесь исследованы некоторые особенности процессов образования и разрушения дислокационных барьеров. Вычислена эффективная сила, действующая со стороны ведомой сверхчастичной дислокации на ведущую. Кроме вклада, связанного с тем, что сверхдислокация представляет собой скопление, эффективная сила содержит существенный дополнительный вклад, зависящий от энергии антифазной границы. Именно благодаря этому вкладу, поперечное скольжение в исследуемых интерметаллидах, наблюдаемое уже на пределе текучести $\sigma_y(T)$, является более легким процессом, чем в обычных ГЦК металлах. Действительно, поперечное скольжение наблюдается в интерметаллидах на пределе текучести, вызывая температурную аномалию $\sigma_y(T)$, тогда как в ГЦК металлах – лишь при развитой пластической деформации, вызывая переход к III стадии.

Рассмотрены следствия, в которых действие упругого поля ведомой дислокации является определяющим. Обсуждается возможность образования барьеров при нагреве без нагрузки и невозможность их разрушения. При этом, если $T < T_{\max}$ ($T_{\max}$ – температура пика $\sigma_y(T)$), наблюдаемая дислокационная структура, состоящая из неразрушаемых барьеров, будет близка к той, которая образуется при тех же температурах в процессе пластической деформации. Более того, при нагреве без нагрузки до температур $T > T_{\max}$ можно также ожидать наблюдения дислокационной структуры, состоящей из неразрушаемых барьеров. Такая структура будет существенно отличаться от получаемой в результате пластической деформации при $T > T_{\max}$.

Предложен механизм образования изломов на заблокированных дислокациях. Показано, что результатом столкновения двойных перегибов, имеющих разную высоту и содержащих заблокированные сегменты, является образование изломов на сверхчастичной дислокации и разбиение ее на отдельные прямолинейные отрезки.

Исследована сравнительная роль механизмов блокировки сверхдислокаций, происходящих либо вдоль сегментов определенной ориентации, либо обусловленных точками закрепления. Проведен анализ дислокационных превращений с учетом того, что одно из них может инициировать другое. Проанализированы получаемые при этом различные варианты температурной зависимости деформирующего напряжения.

Проведено сопоставление механизмов блокировки дислокаций в интерметаллидах и полупроводниках. Определены условия, при которых блокировка дислокационных источников в одних случаях приводит к температурной аномалии $\sigma_y(T)$, а в других – делает невозможным пластическое течение.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант №03-02-16315.

ОБНАРУЖЕНИЕ БЛОКИРОВКИ СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ В $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Nb})$ ПРИ НАГРЕВЕ БЕЗ НАГРУЗКИ

Гринберг Б. А., Антонова О. В., Пацелов А. М., Плотников А. В.

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

Проведенный ранее теоретический анализ показал, что в интерметаллидах, деформированных при низких температурах, можно ожидать блокировки дислокаций при последующем нагреве без нагрузки, причем дислокационные барьеры в этом случае являются неразрушаемыми.

Такой эффект блокировки впервые обнаружен в настоящей работе. Проведены следующие эксперименты: образцы монокристаллов $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Nb})$ с ориентировкой $[\bar{2}51]$ деформировались при низких температурах, а затем проводился нагрев (без нагрузки) при более высоких температурах. Обнаружено радикальное изменение дислокационной структуры: типичная для низкотемпературной деформации дислокационная структура, состоящая из криволинейных дислокаций (рис. 1,а), сменилась после нагрева на набор длинных прямолинейных сверхдислокаций (рис. 1,б, в). Такого рода структура является типичной для температур, при которых наблюдается аномальный ход предела текучести. Однако, подобная структура продолжает наблюдаться и при высокотемпературном нагреве без нагрузки (рис. 1,г), существенно отличаясь от наблюдаемой при высокотемпературной деформации.

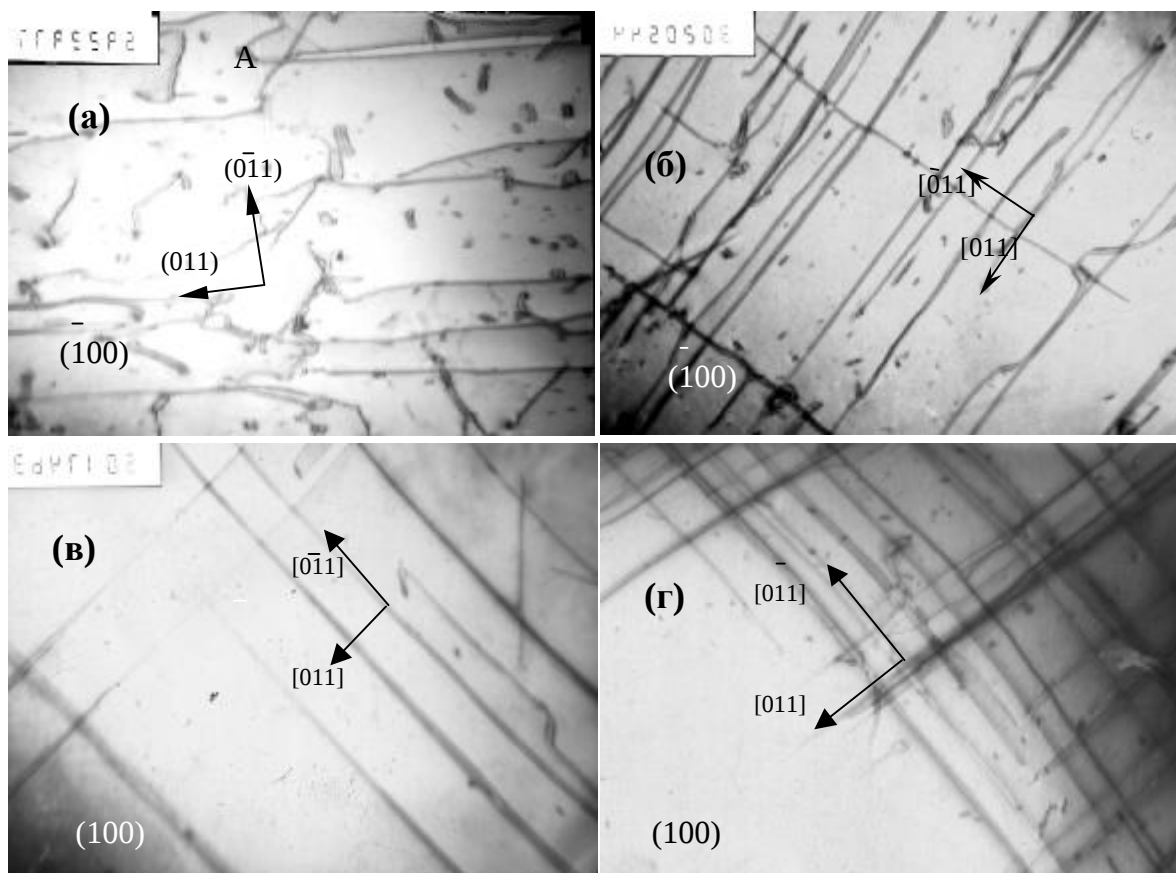


Рис.1. Дислокационная структура $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Nb})$ после: а – деформации при 77 К; деформации при НТ и нагрева: б – 200 °С, 20 мин., в – 500 °С, 1 ч., г – 500 °С, 1ч. + 800 °С, 1ч.

ВЛИЯНИЕ СЛУЧАЙНОГО ВНЕШНЕГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ОБЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ

Красильников В. В., Савотченко С. Е., Немцев А. Н.

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

В условиях эксплуатации конструкционные материалы ядерных реакторов находятся под действием механических напряжений под радиационным облучением. Наибольший интерес представляют эффекты, обусловленные взаимодействием между радиационными дефектами и дефектами, существовавшими в материале до облучения, в первую очередь с дислокациями. Хотя в настоящее время существует несколько подходов к теоретическому описанию подобных эффектов на основе динамических уравнений, часть из таких эффектов не имеет четкого обоснования. Это может быть связано с появлением случайности воздействия облучения и распределения создаваемых радиационных повреждений. Часто для описания особенностей влияния внешней нагрузки на дислокационное трение, возможности определения динамических свойств кристаллов, используется приближение упругой струны [1]. Иногда динамика отдельной дислокации описывается синус-уравнением Гордона. На основе такой модели в [2] было показано, что в случае свободного перемещения перегиба дислокации в отсутствии диссипативных процессов происходит увеличение полуширины перегиба дислокации под влиянием облучения. Поскольку это способствует возрастанию ползучести и делокализации деформации, то возникает возможность снижения эффекта радиационного охрупчивания. В представленной работе проанализировано влияние облучения при учете диссипативных процессов и внешнего случайного воздействия. Случай, когда рельеф Пайерлса был заменен параболической потенциальной ямой, был подробно проанализирован в [3]. Показано, что закономерности энергетических потерь за счет возбуждения дислокационной структуры при случайном воздействии, обусловленном радиационным облучением, отличаются от таковых при детерминированном гармоническом воздействии. В модели, предложенной в данной работе, смещение дислокации подчиняется обобщенному волновому уравнению. Помимо производной первого порядка по времени от смещения, описывающей дислокационное поглощение, данное уравнение содержит производную четвертого порядка по пространственной координате, описывающую дисперсию длинноволновых колебаний дислокационного сегмента. Случайная внешняя сила моделируется различными типами случайных процессов с заданными корреляционными функциями. Проведенное численное моделирование позволило проанализировать степень влияния дисперсии колебаний дислокационного сегмента и параметров внешней случайной силы на декремент затухания, а также на величину амплитуды смещения дислокации, по которой можно судить о величине радиационным охрупчивания.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов БелГУ, РФФИ № 03-02-16263.

1. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев: Наукова думка, 1978.
2. Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Ожигов Л.С., Руденко А.Г., Пархоменко А.А., Красильников В.В., Савотченко С.Е. // Известия Тульского гос. ун-та. Серия «Физика». 2004. Вып. 4. С. 93-100.
3. Камаева О.В., Чернов В.М. // ФТТ. 2002. Т.44. Вып. 9. С. 1601-1608.

МОДЕЛЬ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В ОБЛАСТИ АНОМАЛЬНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОВЕДЕНИЯ ДЕФОРМИРУЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ

Петухов Б. В.

Институт кристаллографии РАН, Москва

petukhov@ns.crys.ras.ru

Интерметаллиды характерны увеличением деформирующего напряжения $\tau(T)$ с ростом температуры T в определенном температурном интервале, сопровождающимся также крайне низкой скоростной чувствительностью деформирующего напряжения $d\tau/d\ln\dot{\epsilon}$, что радикально отличает их от большинства других материалов. Эта аномалия привлекает широкий интерес исследователей как в плане изучения фундаментальных дислокационных механизмов пластичности, так и в плане высокотемпературных приложений таких материалов в качестве конструкционных [1,2]. В связи с необходимостью целенаправленно модифицировать механические свойства интерметаллических материалов уделяется заметное внимание изучению влияния вариации их состава. Большие возможности для этого предоставляют твердые растворы интерметаллидов.

Наблюдающееся в экспериментах [3,4] сильное твердорастворное упрочнение интерметаллических материалов в области аномального роста деформирующего напряжения с повышением температуры объясняется в настоящей работе стимулирующим влиянием атомов раствора на процессы блокировки дислокаций по механизму Кира-Вильсдорфа. Этот эффект приводит к специфическому механизму твердорастворного упрочнения, более действенному, чем обычное торможение дислокаций локальными барьерами чужеродных атомов. На основе простой модели модификации атомами раствора термоактивируемой кинетики поперечного скольжения дислокаций дается описание зависимости деформирующего напряжения от температуры, концентрации раствора, скорости деформации и других параметров. Предлагаемая теория иллюстрируется сравнением с экспериментальными данными для твердого раствора $(\text{Ni}_{1-x}\text{Fe}_x)_3\text{Ge}$ [3,4].

1. P. Veyssiere, G. Saada. Microscopy and Plasticity of the Ll_2 gamma-prime phase, in: F.R.N. Nabarro (Ed.), Dislocations in Solids, Ed. By F.R.N. Nabarro (Elsevier, North-Holland, Amsterdam, 1996) Vol. 10, pp. 253-442.
2. Б.А. Гринберг, М.А. Иванов. Интерметаллиды Ni_3Al и TiAl : микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург. 2002. УрО РАН. 359 с.
3. T. (Tomoo) Suzuki, Y. Oya, D. M. Wee. Transition from positive to negative temperature dependence of the strength in $\text{Ni}_3\text{Ge}-\text{Fe}_3\text{Ge}$ solid solution. Acta metall. Vol. 28, No. 1, pp. 301-310, 1980.
4. T.J. Balk, Mukul Kumar, K.J. Hemker. Influence of Fe substitutions on the deformation behavior and fault energies of $\text{Ni}_3\text{Ge}-\text{Fe}_3\text{Ge}$ Ll_2 intermetallic alloys. Acta mater. Vol.49, pp. 1725-1736, 2001.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАСТИЧНОСТИ И МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Груздков А. А., Кривошеев С. И., Петров Ю. В., Разов А. И., Федоровский Г. Д.

Санкт-Петербургский Государственный Университет
razov@smel.math.spbu.ru

Сплав никелид титана (NiTi) в последние годы вызывает повышенный интерес, поскольку он находит все более широкое применение в различных отраслях машиностроения и медицине. Одним из наиболее интересных свойств этого материала является «память формы», т.е. способность при нагревании восстанавливать форму, которой образец из этого материала обладал до предварительной механической деформации. При относительно небольших деформациях основным механизмом деформации является мартенситное двойникование, эта часть деформации обратима при нагревании. При более высокой степени деформации включается дислокационный механизм деформирования, приводящий к необратимой деформации. Представляют интерес следующие вопросы. Каковы характерные времена этих процессов? Какой механизм деформации «срабатывает быстрее», т.е. менее чувствителен к временным характеристикам нагружения? Каким будет соотношение между обратимой и необратимой частью деформации в условиях кратковременного нагружения?

Для того, чтобы попытаться ответить на эти вопросы, были проведены динамические испытания цилиндрических образцов диаметром 2 мм на трехточечный изгиб. Нагружение образцов осуществлялось по следующей схеме. Образец устанавливался на опоры, расстояние между которыми варьировалось от 22 до 49 мм. К центру образца острым углом прикладывался стальной боек в виде треугольной призмы. На противоположную грань бойка через медную шину передавался нагружающий импульс давления от магнитно-импульсной установки. Одним из достоинств используемого подхода является высокая точность определения параметров нагружающего импульса. Произведенные оценки показывают, что система «образец-бойк» за счет большой массы бойка имеет существенно больший период колебаний, чем собственные колебания самого образца. Следовательно, с одной стороны, приложенную нагрузку можно считать медленной, и для анализа реакции образца можно воспользоваться моделью статического изгиба опертой балки. С другой стороны, нагружение является динамическим, поскольку длительность импульса (порядка $10^{-4} - 10^{-3}$ с) является достаточно малой. Для большей полноты данных проводились также испытания на статический изгиб.

В каждой серии длительность импульса поддерживалась постоянной, и экспериментально определялась зависимость остаточного прогиба от амплитуды, приложенной силы. Экстраполяцией на нулевое значение прогиба определялась пороговая (минимальная) величина амплитуды, соответствующая появлению неупругой деформации. Далее изучалась зависимость пороговой амплитуды от длительности импульса. Было обнаружено, что для достаточно продолжительного импульса критическая амплитуда соответствует значению, полученному в статических тестах (статическая ветвь диаграммы прочности), при уменьшении длительности импульса пороговая величина амплитуды возрастает в несколько раз (динамическая ветвь). Для определения характерного времени перехода применялся критерий текучести, основанный на понятии инкубационного времени. Нагревание испытанных образцов позволяет отделить обратимую и необратимую часть остаточного прогиба.

ОБ УСЛОВИЯХ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ ДВУХФАЗНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ КОБЛА

Яшников В. П.

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

Диффузионная ползучесть является структурным специфическим высокотемпературным откликом материала на постоянное или медленно меняющееся внешнее механическое нагружение. В однофазных и многофазных поликристаллах наблюдаемые конечные деформации образца в режиме ползучести Кобла достигаются не за счет последовательных по времени бесконечно малых деформаций, которые, в принципе, могут быть детектированы в любой физически бесконечно малой части полного объема, занятого материалом, а благодаря диффузионному массопереносу, локализованному в тонких слоях, прилегающих к межзеренным и межфазным границам, вызванному градиентом внутренних напряжений, нормальных к поверхностям раздела зерен и фаз. Это свойство ползучести Кобла, или зернограницной ползучести, является характеристическим и делает невозможным какой-либо прямой подход к описанию самосогласованного поведения зеренной структуры поликристалла на стадии установившейся ползучести с помощью понятий и методов традиционной механики сплошной среды,

Форд, Уилер и Мовчан [1], рассматривая модельную задачу об условиях ползучести Кобла для двумерного, конечного и однофазного зеренного кластера на плоском торе (т.е. с периодическими граничными условиями) в предположении, что геометрия границ составляющих его зерен прямолинейная, а зависимость нормальных напряжений, как функций положения точки на межзеренной границе, носит параболический характер, показали посредством компьютерного моделирования, что существование самосогласованной системы локальных массовых токов в полной сетке межзеренных границ возможно в случае, если к агрегату приложена одноосная сжимающая или растягивающая нагрузка. Тем самым, оказывается возможной и деформация зеренного кластера в целом в режиме ползучести Кобла при указанной схеме нагружения.

В рамках аналогичной упрощенной модели массопереноса по границам зерен и фаз получены некоторые необходимые и достаточные условия, гарантирующие согласованность системы локальных, массовых, зернограницных токов в двухфазных кластерах совершенно общего типа с точки зрения их топологической структуры. Показано, в частности, что это имеет место, если ширины проводящих каналов равны в случае границ зерен и обратно пропорциональны коэффициентам поверхностной диффузии фаз в случае межфазных поверхностей. Кроме того, следует предположить, что массовые токи в каналах примыкающих к межзеренным границам удовлетворяют условиям зеркальной симметрии, а массовые токи в каналах прилегающих к любой межфазной границе подчинены некоторому соотношению подобия.

1. J.M. Ford, J. Wheeler & A.B. Movchan. Acta Materialia 50 (2002) 3941-3955

О КРИТЕРИЯХ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ УСТАЛОСТНОМ КРУЧЕНИИ

Богданов Р. И., Лапин Н. И., Нагорных С. Н.

Нижегородский государственный педагогический университет, Н. Новгород
algoritm@sandy.ru

Исследование задачи упругого кручения стержня в интерпретации Ландау [1] подробно рассматривается в механике сплошных сред, но не достаточно используется при рассмотрении характера разрушения структуры материала. Действительно, в работе [2] отмечались факты несоответствия характера разрушения в стержнях при кручении с полями деформации.

В данной работе рассматривается деформация цилиндра через функцию деформации на плоскости (x, y) , а также деформация вдоль оси z через ту же плоскую деформацию, аналогично [1].

Вместе с тем, нами делается предположение, что плоская деформация, создается плоским скоплением прямолинейных дислокаций, которые лежат в плоскости (x, y) вдоль участков окружности по внешней поверхности цилиндра. Деформация вдоль оси z создаётся дислокациями, переползающими из головы тех же плоских скоплений в новые плоскости скольжения. Используются критерии разрушения образования трещины – заторможенного сдвига в плоскости скольжения скопления:

$s > \frac{4\gamma}{nb}$, где γ – коэффициент Пуассона, n – число краевых дислокаций, b – вектор

Бюргерса; а также $s > \frac{U_f}{b^3}$ для напряжения, превышающего критическое при распространении дислокаций вдоль оси z , где U_f – энергия образования атомного дефекта раскалывающей дислокации в месте переползания. Данные критерии разрушения сопоставлены с критериями разрушения, полученными в работе [2] для трёхмерной квазилинейной диффузии дислокации в цилиндре при кручении.

Нестационарная задача кручения описывается системой уравнений для квазилинейной диффузии взаимодействующих при переползании дислокаций:

$$\dot{x}_{d\pm} = G_{\pm} - a_d x_{d\pm} - b x_{d\pm} x_m; \quad \dot{x}_m = b x_{d\pm} x_m - a_m(x_m) x_m + S \nabla(x_{kp} - x_m) \nabla x_m,$$

где G , $a_{\delta,m}$, b , c , x_{kp} – неотрицательные параметры поликристалла, x_m – плотность медленных переползающих дислокаций, $x_{\delta+}$ и $x_{\delta-}$ – плотность быстрых дислокаций при разных амплитудах циклической деформации.

Приведены экспериментальные данные и виды структур разрушения на ряде материалов [2,3]. Показано соответствие рассматриваемых критериев и геометрии разрушения с полученными экспериментальными структурами поверхности.

1. Ландау Л. Д., Лившиц Е. М. Теория упругости, М. «Наука», 1987 г.-248с.
2. Нагорных С. Н., Крупнин П. Л. Синергетические аспекты механики материалов. Физико-химическая механика материалов №1 1987, с. 34- 42
3. Трощенко В. Т., Драган В. И. Исследование закономерностей неупругого деформирования и усталостного разрушения металлов при кручении. Проблемы прочности 5 1982, с. 3- 10

ОСОБЕННОСТИ СТИМУЛИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ С ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ КРУЧЕНИИ

Нагорных С. Н.¹⁾, Павленков В. И.²⁾

¹⁾ Нижегородский государственный педагогический университет, Н. Новгород

²⁾ Арзамасский государственный педагогический институт, Арзамас,

agpi@nts.ru

Развитие рельефа поверхности металлических стержней при усталостном циклическом кручении отмечалось во многих работах. Однако его кинетика и текущая связь с объемом лежат вне решения классической задачи об упруго-пластической деформации при кручении тел. Поскольку деформация стержня максимальна на его поверхности, исследование развития её рельефа может быть полезно для оценок долговечности образца в целом. Известно, что стимулированная электронная эмиссия весьма чувствительна к процессам деформации и разрушения, происходящим на поверхности твердых тел.

В данной работе исследована кинетика стимулированной электронной эмиссии и структура поверхности при циклическом кручении с частотой 3 Гц и размахом деформации 1,3% тонких стержней из магния. Наблюдалось два её типа: темновая – термостимулированная (ТСЭЭ), возникающая при комнатной температуре, и фотостимулированная (ФСЭЭ), возникающая при освещении образца светом ртутной лампы через светофильтр ЖС10. Оба типа эмиссии имели по два максимума. Структуры поверхности получены в оптическом микроскопе для разного числа циклов после остановки испытания.

По нашим оценкам, ТСЭЭ может иметь максимум эмиссионного тока при комнатной температуре в случае, если глубина электронных ловушек не более, чем 0,6–0,4 эВ. При этом эмиссия электронов в вакуум осуществляется через зону проводимости. В случае ФССЭ энергия фотонов достаточна для опустошения глубоких ловушек – 2 эВ и более, причём эмиссия электронов в вакуум может происходить и непосредственно из ловушек. Для описания кинетики ТСЭЭ и ФСЭЭ использовались уравнения Блохинцева.

Первый максимум ТСЭЭ наблюдался при расходе 20% ресурса долговечности, второй – непосредственно перед разрушением образца. Оба максимума ТСЭЭ связаны с небольшим самопроизвольным нагревом (4 – 6 °С) при образовании новой поверхности за счет выхода полос скольжения дислокаций, зарождения и роста трещин.

Первый максимум ФСЭЭ возникал при максимальном значении механического момента и раньше первого максимума ТСЭЭ. Он обусловлен зарождением дислокаций и распространением их в объем, как это приблизительно происходит с малой упруго-пластической деформацией в классической задаче на кручение за счет уравнения Пуассона. Второй максимум ФСЭЭ возникал при израсходовании 50% ресурса долговечности, причём к моменту разрушения образца эмиссионный ток мог возрастать, затухать, либо оставаться на том же уровне. По-видимому, это обусловлено развитием рельефа за счет трещинообразования. На структурах поверхности кроме поперечных трещин наблюдались продольные трещины вдоль оси цилиндра. При этом механический момент и электрическое сопротивление менялись монотонно и «не замечали» второй максимум ФСЭЭ. Разброс величины ФСЭЭ во втором максимуме увеличивался по мере истощения ресурса их долговечности (числа циклов), что указывает на шумовой характер поверхностного рельефа цилиндра. Таким образом, установлена более сложная кинетика стимулированной электронной эмиссии, чем возможная кинетика упруго пластической деформации в классической задаче на кручение. ФСЭЭ может отражать пространственные особенности классической деформации в тонких стержнях при малых деформациях, то есть при небольшом числе циклов.

РАСЧЕТ РАВНОВЕСНОЙ ФОРМЫ ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ПЛЕНКИ С УЧЕТОМ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСОВМЕСТИМОСТИ

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 релаксация деформированной полупроводниковой пленки, сжатой из-за несовместности решеток пленки и подложки, происходит двумя способами: 1) с помощью дислокаций несовместности (ДН) на границе раздела пленки и подложки, 2) путем образования волнистой поверхности пленки под действием поверхностной диффузии.

В данном сообщении представлены результаты расчетов условий возникновения волнистой поверхности полупроводниковой пленки. Эти расчеты обобщают ранее полученные результаты для плоской задачи [2,3] на трехмерный случай. Расчет упругих напряжений в пленке выполнен методом конечных элементов. Условия перехода к новой форме равновесия поверхности пленки основаны на принципе энергетической выгоды данных поверхностных и дислокационных структур и выполнены 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, а анизотропия поверхностного натяжения оказывает существенное влияние на условия потери устойчивости.

1. Paul D.J. Si/SiGe heterostructures: from material and physics to devices and circuits. //Semicond. Sci. Technol. 2004. V.19. R75-R108.
2. 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.
3. Бычков А.А., Карпинский Д.Н. Влияние дислокаций несовместности на равновесную форму полупроводниковой пленки. // Деформация и разрушение материалов, 2005. Т.1. N2.

ЭВОЛЮЦИЯ ПУЗЫРЬКОВ В МЕЖЗЕРЕННОЙ ГАЗОНАСЫЩЕННОЙ ПЛЕНКЕ 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 пленке стеклофазы толщиной ≈ 10 нм, заполняющей пространство между крупинками порошка, на границе кристаллит – стеклофаза образуются несплошности (пузырьки). Условия зарождения таких пузырьков оценены в [1,2].

Дальнейшее исследование условий зарождения несплошностей связано с представлениями [3], которые обусловлены соотношением 1) кинетики проникания примесей, снижающих адгезионную прочность границы стеклофаза – кристаллит, и 2) скоростью удале-

ния соседних кристаллитов друг от друга. Далее исследованы условия зарождения и роста несплошностей с учетом изменения поверхностной энергии стеклофазы и кристаллитов от концентрации растворенного газа. Аналогично [1,2] рассмотрены две стадии остывания стеклофазы в виде диска с учетом неоднородности механического напряжения и температуры. Учтены в задаче также изменение углов смачивания менисков в процессе миграции газовой примеси в стеклофазе.

Данный расчет показал, что возможны два режима развития несплошностей в стеклофазе: рост равноосного пузырька в центре диска стеклофазы и отслоение стеклофазы от кристаллита. Соотношение параметров задачи, связанных с указанными режимами 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. Карпинский Д.Н., Панчихина Г.И. Термодинамика и кинетика декогезии межзеренной газонасыщенной пленки при спекании керамики. //Деформация и разрушение материалов. 2005. Т.1. №3.
3. Mishin Y., Sofronis P., Bassani J.L. Thermodynamic and kinetic aspects of interfacial decohesion. //Acta Materialia. 2002. V.50. p.3609-3622.
1. УДК 538.975: 539.216.2

ЭВОЛЮЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ КЛИНООБРАЗНОЙ ТРЕЩИНЫ СДВИГА В НАВОДОРОЖЕННОМ 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 клинообразной трещины сдвига (мода II) 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. Расчет учитывает стекание растворенного водорода в полость клинообразной трещины. Газообразный водород «распирает» ее берега и формирует

напряженное состояние в кристалле, соответствующее трещине растяжения (мода I). В результате расчета получены временные зависимости распределений пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения и коэффициента интенсивности напряжения (КИН) и обнаружено существенное влияние на них величины угла при вершине клина, выбора системы легкого скольжения и концентрации межузельного водорода. Отметим, что влияние первого фактора существенно только для трещины сдвига, а также значительное снижение КИН к моменту остановки эволюции пластической деформации, что также характерно только для моды II.

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.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ АКТИВНОГО РАСТЯЖЕНИЯ "IN SITU" С ПОМОЩЬЮ WEB-КАМЕРЫ

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

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

Исследован "in situ" с помощью WEB-камеры характер возникновения и развития трещин в двумерных поликристаллах алюминия с различным размером зерна в условиях активного растяжения. Проведена полная аттестация всех границ зерен исследованных образцов до деформирования.

Показано, что характер разрушения образцов зависит от среднего размера зерна $\bar{d}$. При $\bar{d} < 5-10$ мкм практически всегда наблюдается зернограничное разрушение образцов. С увеличением среднего размера зерна вероятность зернограничного разрушения уменьшается. Чаще всего в крупнокристаллических образцах наблюдается транскристаллитное или смешанное разрушение. Прямые исследования показали, что характер разрушения исследованных образцов определяется, как правило, типом границ зерен.

Возникновение трещин чаще всего имеет место в границах общего типа. Если образец мелкокристаллический, то возможно одновременное возникновение трещин в различных границах, однако из всех возникших трещин развивается только одна. Если на пути распространения трещины встречается граница специального типа, то дальнейшее развитие трещины всегда носит транскристаллитный характер. В хорошо отожженных крупнокристаллических образцах, содержащих относительно малую долю границ общего типа, разрушение образцов происходит только транскристаллитно.

МЕТОДИКИ И РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИЗУЧЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ УДАРНОМ ИМПУЛЬСНОМ И СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

**Атрошенко С. А., Кривошеев С. И., Петров Ю. В.,
Уткин А. А., Федоровский Г. Д.**

*НИИ математики и механики СПбГУ, Санкт-Петербург
ИПМаш РАН, Санкт-Петербург
satroshe@atr.ipme.ru*

Проведено сравнительное исследование динамического и статического разрушения горных пород с разной структурой: габбро-диабазы, змеевика, гранита, песчаника, известняка, мрамора, доломита и глины.

Для изучения динамического трещинообразования проведено ударное нагружение в микросекундном диапазоне на магнитно-импульсной установке образцов-пластин со срединным сквозным надрезом с приложением задаваемой нагрузки по берегам надреза. В опытах устанавливалась длина прорастания трещины. Исследовалось также откольное разрушение образцов-стержней при ударе по торцу с определением пороговой разрушающей нагрузки. Лазерным интерферометром измерены скорости распространения продольных и поперечных волн в средах. Определена исходная плотность материалов.

В целях идентификации определяющих характеристик динамической трещиностойкости, а также идентификации статических определяющих характеристик прочности и трещиностойкости пород выполнены статические испытания на разрывной машине (при скорости деформирования 10 мм/мин) образцов – стержней и балок (без надрезов), а также длинных пластин и балок с надрезами, при одноосном растяжении и трехточечном изгибе. Были установлены разрушающие усилия.

Проведено микроскопическое исследование поверхностей и профилей разрушения образцов, позволившее выявить различное поведение пород в зависимости от их структуры и вида нагружения.

По данным образцов и статических опытов определены статические прочность и характеризующий трещиностойкость коэффициент интенсивности напряжений.

Определяющие параметры для динамического диапазона найдены путем численного решения соответствующих краевых задач механики для пластины с надрезом и для стержня при пороговых значениях нагрузки, а также путем использования для оценки динамической прочности критерия «инкубационного» времени. Определяющими параметрами критерия являются инкубационное время и отмеченные статические параметры.

Значения параметров статической прочности и трещиностойкости указанных выше горных пород убывают в соответствии с перечислением их названий. При изгибе они значительно выше, чем при растяжении. Инкубационное время преимущественно ниже у пород с более низкой статической прочностью и трещиностойкостью, причем, в случае откола в стержнях оно выше, чем при продвижении трещины в пластинах.

Работа выполнена при поддержке грантов фонда РФФИ 05-01-01068, РФФИ-ГФЕН 03-0139010 и Минобразования Е02-4.0-90.

ОБ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ ОПРЕДЕЛЕНИИ ИНКУБАЦИОННОГО ВРЕМЕНИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО РАЗРЫВА

Петров Ю. В., Федоровский Г. Д., Мирошников И. В., Кривошеев С. И.

*Научно-исследовательский центр «Динамика»,
НИИММ СПбГУ-ИПМаш РАН, Санкт-Петербург
g.fed@pobox.spbu.ru*

Известно, что разрушение при динамическом воздействии характеризуется рядом принципиальных эффектов, не укладывающихся в обычные представления, основанные на введении критических характеристик динамической прочности и трещиностойкости. Для оценки прочности материалов и тел в динамическом диапазоне разработан [1] критерий инкубационного времени, в котором основным определяющим параметром является инкубационное время t разрушения. Традиционно этот параметр находят по данным экспериментов с образцами, деформируемыми в статических и динамических условиях, при определении пороговых характеристик разрушения. При этом необходимо также измерение характеристик плотности материала, скоростей прохождения продольных и поперечных динамических волн, как и решение соответствующих начально-краевых задач и т.д.

В [2] предложен один из возможных способов интерпретации и определения параметра t на примере механического разрыва материала при квазистатическом растяжении. При квазихрупком разрушении происходит разгрузка материала, и локальное напряжение $\sigma = \sigma_c$ в месте возникновения разрыва быстро (но не мгновенно, а во времени) падает до нуля. При этом порождается соответствующая волна разгрузки, которая распространяется по всему образцу и может быть зарегистрирована какими либо известными (например, интерферометрическими) методами. Время разгрузки соответствует инкубационному времени t . Такой подход позволяет находить определяющие характеристики критерия инкубационного времени непосредственно по данным квазистатических испытаний, не делая сложные и дорогие динамические опыты и нетривиальные вычисления.

Для реализации этого подхода на прозрачных материалах был применен поляризационно-оптический метод [3]. Разработано и изготовлено поляризационно-оптическое устройство, смонтированное на разрывной машине в которой производилось растяжение образцов – стержней (двойных плоских лопаток ПММА) при различных постоянных скоростях перемещения подвижной траверсы машины, с записью диаграммы изменения усилия. В устройство входит гелий-неоновый лазер, луч которого проходит через образец и поляризующие элементы и попадает в фотодиод, сигнал которого передается параллельно в два запоминающих осциллографа, один из которых производит «медленную» регистрацию всего процесса (до разрушения образца и после) за десятки секунд, а второй, запуск регистрации которого происходит по резкому изменению сигнала фотодиода после разрушения, - регистрирует прохождение волны разгрузки за микросекунды. Расшифровка осциллограмм позволила оценить амплитудно-временные характеристики деформирования образцов в процессе нагружения и после разрушения и установить быстрый – динамический и медленный – квазистатический, вязкоупругий отклики на разрушение.

Данные этих опытов позволили определить t и s_c для ПММА. Определенное по данной схеме значение t совпадает со значением, полученным из ударно-импульсных испытаний.

Работа выполнена при поддержке грантов фонда РФФИ 05-01-01068, РФФИ-ГФЕН 03-0139010 и Минобразования Е02-4.0-90.

1. Морозов Н.Ф., Петров Ю.В. Проблемы динамики разрушения твердых тел. СПб: Изд-во СПбГУ, 1997. – 137 с
2. Петров Ю.В. Критерий инкубационного времени и импульсная прочность сплошных сред: разрушение, кавитация, электрический пробой. // Доклады акад. наук, 2004, т. 395, № 5. С. 246-259.
3. Александров А.Я., Ахметзянов М.Х. Поляризационно-оптические методы механики деформируемого тела. Москва – Новосибирск: Гл. ред. физ.-мат. лит. изд-ва «Наука», 1973. 576 с.

УПРУГО-ВЯЗКО-ПЛАСТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ БАЛКИ ПРИ ПОПЕРЕЧНОМ УДАРЕ

Каримбаев Т. Д., Мамаев Ш.*

Центральный Институт Авиационного Моторостроения им. П.И. Баранова, Москва,

** Таразский Государственный Университет, г. Тараз, Р. Казахстан*

karimbayev@ciam.ru

Динамическое сопротивление конструкций является актуальной прикладной задачей нестационарной механики твердых тел. Она включает в себя ключевые проблемы, которые определяют результат решения. К ключевым проблемам динамических задач в механике твердых тел можно отнести использованные

- математическую модель нелинейного деформирования среды,
- методику решения нестационарных задач в механике сплошной среды.

В настоящих исследованиях используется разработанная авторами нелинейная модель деформирования твердого тела. Она записана в виде

$$\partial \varepsilon_{\alpha\beta} / \partial t = \{ (1+\nu) \partial \sigma_{\alpha\beta} / \partial t - 3\nu \delta_{\alpha\beta} \partial \sigma_{ii} / \partial t \} / E + H(\partial \sigma_i / \partial t) F_{\alpha\beta}(\sigma_i, \chi_i) \quad (1)$$

Здесь $\varepsilon_{\alpha\beta}$, $\sigma_{\alpha\beta}$ – компоненты тензоров деформаций и напряжений; σ_i , χ_i – интенсивность напряжений и параметр упрочнения; E , ν – модуль упругости и коэффициент Пуассона, $H(\partial \sigma_i / \partial t)$ – функция Хевисайда, $\delta_{\alpha\beta}$ – символ Кронекера. По повторяющимся латинским индексам подразумевается суммирование. В работе обсуждаются отличительные особенности предложенной математической модели (1), проводится сопоставление с известными моделями Пэжина, Соколовского, а также возможности описания соотношениями (1) динамических свойств материалов.

Для решения динамических задач используется усовершенствованная методика решения конечно-разностных уравнений динамики сплошной среды, являющаяся сочетанием методов пространственных характеристик и метода расщепления.

В работе обсуждаются результаты ряда решенных задач. Более подробно исследуется динамическое сопротивление балок при поперечном ударе и, в частности, балки в форме цилиндрического сектора, закрепленного в одном торцевом сечении.

ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Маркушев М. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

mvmark@imsp.da.ru

Оценка параметров механического поведения металлов и сплавов с субмикрокристаллической (СМК) структурой (размер зерна от 0,1 до 1 мкм), полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД), является одной из актуальных задач современного материаловедения для определения перспектив и области возможного использования таких материалов.

Проведен обзор достигнутого уровня прочности, пластичности и трещиностойкости при комнатной температуре промышленных алюминиевых сплавов большинства систем в массивных СМК полуфабрикатах после обработок с использованием ИПД равноканальным и комплексным угловым прессованием. Проанализированы преимущества и недостатки ИПД сплавов в сравнении с серийно обработанными.

Показано, что положительный эффект ИПД и СМК структуры на свойства преимущественно отмечается в низколегированных сплавах. К их числу относятся термически неупрочняемые сплавы, для которых обнаружено, что уровень их свойств после обработок с ИПД может быть сопоставим и даже превышать уровень, обнаруживаемый в промышленно получаемых высокопрочных дисперсионно-твердеющих сплавах. Рассмотрены особенности влияния схемы обработки и типа формирующейся СМК структуры на параметры прочности, пластичности и сопротивления зарождению и росту трещин этих сплавов. Представлены и обсуждены необходимые условия для получения как уникальной прочности, так и баланса их свойств.

Сделан вывод и проанализированы причины низкой эффективности ИПД с формированием СМК структуры для улучшения свойств большинства термически упрочняемых сплавов.

Обсуждена природа обнаруженных эффектов углового прессования и СМК структуры на свойства алюминиевых сплавов. Показано, что общепринятый подход, заключающийся в учете лишь эффектов от измельчения зеренной структуры (эффект Холла–Петча) и неравновесности структуры зерен и границ, может быть приемлем только при рассмотрении чистых металлов и твердых растворов. При анализе же многофазных систем, к которым относятся большинство промышленных алюминиевых сплавов, необходимо также принимать во внимание изменения их фазового состава, размера и распределения вторых фаз, уровня легированности твердых растворов, кристаллографической текстуры и т.д., которые имеют место в процессе обработки с ИПД. Эти факторы могут оказать доминирующее влияние на уровень свойств и перекрыть эффекты от измельчения зерен и неравновесной структуры.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ТИТАНА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ УГЛЕРОДНОГО ПОКРЫТИЯ НА СТАЛИ X12M

Ковалева М. Г., Колпаков А. Я., Маслов А. И.

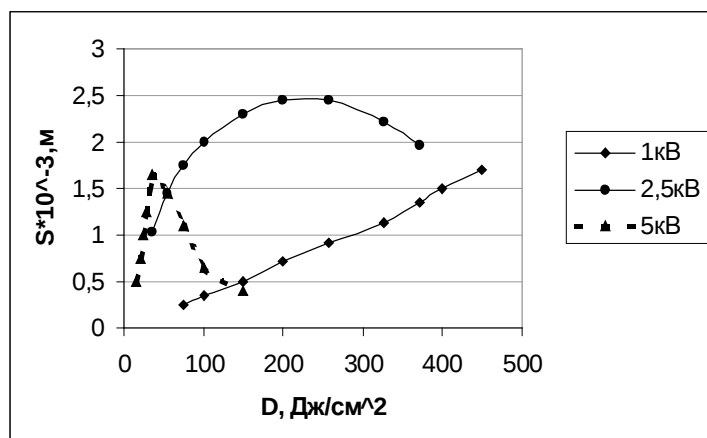
Белгородский государственный университет, Белгород, Россия

Kovaleva@bsu.edu.ru

Приведены результаты исследования влияния дозы предварительного ионного облучения подложки ионами титана на износостойкость углеродных сверхтвердых покрытий на стали X12M.

Ионы титана получали из плазмы, генерируемой вакуумно-дуговым источником с магнитной системой очистки плазмы от макрочастиц и капель, и проводили их электростатическое ускорение путем подачи на образцы отрицательного ускоряющего потенциала 1, 2,5 и 5,0 кВ. Нанесение углеродного покрытия проводили импульсным источником углеродной плазмы с графитовым катодом. За критерий износостойкости был принят путь трения до нарушения сплошности покрытия, фиксируемого по увеличению коэффициента трения.

В результате проведенных исследований получены зависимости износостойкости углеродного покрытия S от дозы предварительного ионного облучения D и от величины ускоряющего потенциала на подложке.



Зависимость имеет практически линейный характер для ускоряющего потенциала 1,0 кВ и явно выраженные максимумы для ускоряющих потенциалов 2,5 и 5,0 кВ, что может быть связано с различной интенсивностью генерации радиационных дефектов в поверхностном слое подложки, а также с изменением степени шероховатости поверхности. Установлено, что нижний предел дозы предварительного

ионного облучения определяется требованием получения достаточной адгезионной прочности покрытия. Верхний предел ограничен разупрочнением поверхности в результате избыточного дефектообразования и ухудшением качества поверхности (степени шероховатости). Данные выводы подтверждаются результатами измерений микротвердости, исследования степени шероховатости с использованием сканирующей зондовой микроскопии и Оже-спектроскопией поверхности стали после ионного облучения.

ДВОЙНИКОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ КАЛЬЦИТА В УСЛОВИЯХ ОПТИЧЕСКОГО ПРОБОЯ САМОСФОКУСИРОВАННЫМ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Ушаков И. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,

ushakoviv@mail.ru

Начиная с момента создания мощных лазерных систем и до настоящего времени, одной из проблем на пути совершенствования лазерных технологий, увеличения долговечности и повышения мощности лазерных систем является разрушение оптических элементов под действием излучения. В связи с этим исследование воздействия лазерного излучения на прозрачные материалы является одним из актуальных направлений в науке и технологии. К настоящему времени явление оптического пробоя и вызванные им изменения дислокационной структуры широко исследованы на различных прозрачных материалах. Однако недостаточно исследованы явления пластичности и обратимости лазерно-индуцированного разрушения материалов, деформирующихся двойникованием, в частности, такого важного для оптических систем материала, как исландский шпат. Целью данной работы является исследование явлений, сопровождающих оптический пробой в объеме кристалла исландского шпата, вызванный мощным лазерным импульсом.

Исследования проводили на монокристаллах CaCO_3 размером 30x30x30 мм, количество примесей не превышало 10^{-3} вес.%. Использовали ОКГ ГОС 1001 с $\lambda = 1060$ нм, $\tau_{\text{им}} \approx 1$ мс, $E \approx 10^3$ Дж. Излучение фокусировали в объем кристалла. Оптический пробой сопровождался формированием двух очагов разрушения, соответствовавших обыкновенному и необыкновенному лучам. Передняя часть образцов (Ч1) полностью разрушалась вследствие движения фокуса самосфокусированного луча навстречу излучению и формирования на пути фокуса плазмы оптического пробоя. Вторая часть образцов (Ч2) после инициирования оптического пробоя в месте первоначального фокусирования оказывалась защищенной от большей части остального излучения за счет его поглощения плазмой в области самофокусирования. Характер макроразрушения Ч2 образца не

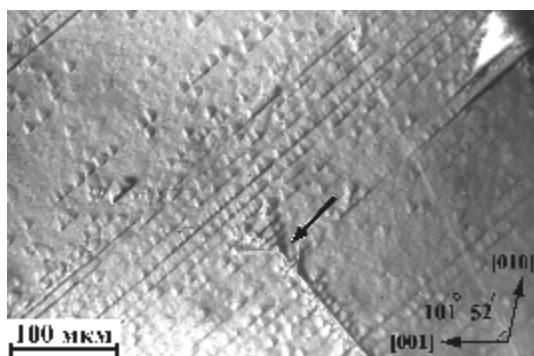


Рис. 1. Стрелкой показана вершина полосы деформирования, в которой выделяется двойникование по плоскостям $(0\bar{2}1)$, $(01\bar{2})$, (010) .

связан с кристаллографическими плоскостями. При исследовании микроструктуры обнаружены элементы двойникования по плоскостям $\{0\bar{2}21\}$, которые находятся в вершине полос (рис. 1), предположительно, связанных со скольжением по плоскостям $\{0\bar{1}0\}$ (за поверхность (100) принимали поверхность, ориентированную перпендикулярно направлению распространения излучения).

Двойникование по указанным плоскостям наблюдалось ранее в кристаллах исландского шпата при гидростатическом давлении 50000 атм. Таким образом, в условиях оптического пробоя мощным лазерным излучением в различных образцах кристалла возникают сложные напряженные состояния, способные привести к деформированию материала по любым возможным системам двойникования и скольжения.

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

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО ВОЗДЕЙСТВИЮ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Ушаков И. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,

ushakoviv@mail.ru

Обработка вещества лазерным излучением имеет ряд особенностей, обусловленных спецификой лазерного излучения, заключающегося в возможности использования лазерных импульсов, которые обеспечивают возможность концентрации световой энергии в малых объемах и в малых промежутках времени [1]. Воздействие импульсного лазерного излучения на вещество позволяет получить высокие скорости нагрева и охлаждения материала. Воздействие обусловлено тепловым действием излучения лазера и образующейся плазмы, а также воздействием ударной волны от лазерно-индуцированной плазмы. При условиях воздействия коротких импульсов излучения на массивные образцы, обеспечивающие хороший теплоотвод от поверхностных слоев, удается получить скорости нагрева и охлаждения 10^6 град/с и более. Благодаря использованию лазерного излучения, можно осуществлять различные режимы термической обработки, включая закалку и аморфизацию поверхности. Таким образом, целью данной работы является исследование особенностей эволюции структуры и свойств аморфного металлического материала, находящегося в условиях, обеспечивающих высокую скорость нагрева и охлаждения.

Экспериментальные исследования проводили на аморфном металлическом сплаве 82K3XCP. Лазерную обработку поверхности металлического стекла осуществляли с помощью оптического квантового генератора «КВАНТ-15» с длиной волны излучения $\lambda = 1064$ нм. Плотность энергии импульса варьировали в пределах 4-6 Дж/см². Варьируя площадь облучаемой поверхности, добивались различных режимов нагрева поверхности: от прямого нагрева поверхности лазерным излучением до инициирования лазерной плазмы. Скорость охлаждения варьировали, изменяя температуру окружающей среды от температуры жидкого азота до комнатной. Зоны воздействия лазерного излучения исследовали методом локального нагружения на подложках. Установлено, что локальное нагружение областей образца, подвергнутых лазерному отжигу, способно приводить к формированию характерных микротрещин, ориентированных параллельно граням индентора.

При условии, что размеры области облучения значительно превосходят зону нагружения, микрокартины разрушения схожи с картинками, полученными на образцах, подвергнутых печному отжигу. Одновременно выявлены особенности разрушения при индентировании микрообластей воздействия лазерного излучения, в которых размер зоны облучения сопоставим с размером области деформирования. На основании анализа характерных микрокартин разрушения и сопоставления их с аналогичными микроструктурами, полученными на образцах, подвергнутых печному отжигу, определяли эффективную температуру отжига материала. Структуру образцов исследовали методами рентгеноструктурного анализа. На основании проведенных исследований удалось выявить особенности изменения ряда механических характеристик образцов, подвергнутых лазерному излучению, и возможную эволюцию структуры материала, вызвавшую изменения механических свойств.

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

1. Коротеев Н.И., Шумай И.Л. Физика мощного лазерного излучения. М.: Наука. 1991., 312 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНА НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Салимгареева Г. Х.¹⁾, Латыш В. В.²⁾, Семенова И. П.¹⁾, Кандаров И. В.²⁾,
Валиев Р. З.¹⁾

¹⁾ Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа, Россия,

²⁾ Инновационный Научно-технический Центр «Искра», Уфа, Россия,

sadikova_gh@list.ru

В настоящей работе представлены результаты исследований, направленных на развитие технологических методов получения наноструктурных материалов для конструкционного применения. Для формирования высоких физико-механических свойств в массивных заготовках предложено последовательно использовать несколько видов деформации, включая интенсивную пластическую деформацию (ИПД). Проведенные ранее исследования показали возможность формирования УМЗ структуры также в объемных заготовках из технически чистого титана, используя равноканальное угловое прессование (РКУП) и его комбинацию с традиционными методами обработки давлением [1-2].

В работе исследовалось влияние предварительного измельчения структуры в заготовках из CP Ti Grade 2 на эффективность последующего равноканального углового прессования (РКУП). Предварительную деформацию осуществляли методом изотермическойковки и протяжки в специальных бойках в сочетании с комплексом термических обработок.

Результаты исследований показали, что предварительная деформация позволяет в сплаве CP Ti Grade 2 уменьшить размер зерен α -фазы с 50 мкм до 1 мкм, тем самым улучшить ее деформируемость в процессе РКУП. С другой стороны, появилась возможность уменьшить число проходов РКУП для достижения в заготовке однородного ультрамелкозернистого состояния и, в итоге, значительно снизить анизотропию структуры и свойств, повысить качество заготовок.

Анализ механических свойств показал, что введение предварительной обработки обеспечило не только повышение прочностных свойств, но и сохранение пластичности титана. При этом число РКУП может быть сокращено с четырех проходов до двух.

Формирование в заготовке однородной УМЗ структуры при меньшем числе проходов в условиях промышленного применения является перспективным для снижения трудоемкости процесса, увеличения коэффициента полезного использования металла, повышения стабильности механических свойств.

1. R.Z.Valiev, V.V. Stolyarov, V.V. Latysh, G.I.Raab, T. C. Lowe, Y.T. Zhu, *9th Int.Conf. Titanium-99*, V3(2000), 1569-1572.
2. V.V. Latysh, I.P. Semenova, G.H. Sadikova, Y.T. Zhu, T.C. Lowe, R.J. Asaro, R.Z. Valiev in *Ultrafine Grained Materials IV*, TMS (The Minerals, Metals and Materials Society), Eds. Yu. T. Zhu et al., 2005.

ПОЛЗУЧЕСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Косицына И. И., Кочеткова Т. Н.

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

Рассмотрены характеристики жаропрочности (пределы кратковременной и длительной прочности, длительная пластичность, скорость ползучести ($\dot{\epsilon}$), время до разрушения (τ)) аустенитных сталей на Fe–Mn, Fe–Mn–Cr, Fe–Cr–Mn–Ni, Fe–Cr–Ni, Fe–Ni основах с карбидным упрочнением при испытаниях на ползучесть при температурах 500, 600, 700 °С и напряжениях (σ) от 150 до 600 МПа. Обсуждена взаимосвязь легирования, наблюдаемых различных механизмов и морфологии выделения карбидов в аустенитных сталях с их уровнем жаропрочности, процессами ползучести и характером разрушения.

Получены трехстадийные кривые ползучести, рассчитаны зависимости ($\dot{\epsilon}$) от (σ) и (τ) от (σ), экспериментально определены параметры степенных уравнений ползучести. Показано, что для всех температур испытаний параметры чувствительности скорости ползучести и долговечности для каждой из исследованных сталей относительно близки, незначительно уменьшаются с ростом температуры и зависят от состава аустенитной основы стали. По абсолютной величине значения параметров характерны для дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов и дислокационных механизмов ползучести. Определенная величина энергии активации ползучести и ее зависимость от деформирующих напряжений также говорят о том, что протекание пластической деформации на установившейся стадии не контролируется процессом объемной самодиффузии, что характерно для диффузионной ползучести, а имеет место дислокационный механизм ползучести.

Скорость ползучести на установившейся стадии во всех сталях увеличивается с увеличением температуры испытаний и прикладываемой нагрузки. Так, скорость ползучести сталей при температуре 600 °С и напряжениях 200–300 МПа составляет $\dot{\epsilon} \geq 1 \cdot 10^{-4}$ %/час, при температуре 700 °С и напряжении 200 МПа $\dot{\epsilon} \geq 1 \cdot 10^{-3}$ %/час, при температуре 700 °С и напряжениях 400–500 МПа $\dot{\epsilon} \geq 1 \cdot 10^{-1}$ %/час, при температуре 500 °С и напряжении 600 МПа $\dot{\epsilon} \geq 5 \cdot 10^{-6}$ %/час.

При температуре испытаний 600 °С и умеренных напряжениях (200 МПа) или температуре 500 °С и более высоких напряжениях исследуемые стали проявляют очень высокую долговечность, выдерживая нагрузку без разрушения более 10000 часов. На основе параметрических уравнений Ларсена–Миллера сделано прогнозирование длительной прочности на базе до 100000 часов в широком интервале температур и напряжений.

На основании электронно-микроскопических исследований показано, что жаропрочные свойства сталей аустенитных сталей с карбидным упрочнением обуславливаются многокомпонентным легированием матрицы и структурой, образующейся при выделении карбидных фаз. Экспериментально показана сильная зависимость длительной прочности, длительной пластичности, скорости ползучести на установившейся стадии и времени до разрушения высокопрочных сталей с одинаковым содержанием карбидообразующих элементов от состава аустенитной матрицы.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант 03-03-32523) и программы Президиума РАН "Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов".

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА В СТАЛИ 08X15H5Д2Т ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ В ЗАМКНУТОМ ОБЪЕМЕ

Махнева Т. М.

Институт прикладной механики УрО РАН, г. Ижевск, Россия
makhneva@udm.net

Сталь 08X15H5Д2Т относится к классу мартенситных нержавеющей сталей, упрочняемых старением в интервале температур 400-450 °С за счет дисперсионного твердения. После закалки и старения в структуре стали возможно присутствие остаточного аустенита в зависимости от отношения T_i/C [1] и содержания аустенитообразующих элементов [2]. При отпуске и старении, как правило, происходит снятие напряжений всестороннего сжатия, и, если вторичное мартенситное превращение при последующем охлаждении не наблюдается, то наличие аустенита в стали нельзя связывать только с напряжениями сжатия [3]. Как и во всех никельсодержащих сталях [4], в исследуемой стали реализуется мартенситное превращение при нагреве с образованием «обратного» аустенита и частичной или полной его стабилизацией при охлаждении. Степень стабилизации зависит от условий протекания мартенситного ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения, скорости нагрева, исходного состояния и состояния фаз [5-7].

Автором получены данные о дополнительной стабилизации остаточного аустенита при старении холоднокатаных фольг из исследуемой стали. Уровень стабилизации аустенита при температуре максимального упрочнения достигает по данным различных методов 50-70 %. Наряду с процессом стабилизации остаточного аустенита происходит расслоение хромоникелевой матрицы на два твердых раствора различной легированности по хрому [7]. Стадии образования аустенита предшествует возникновение неоднородности по хрому. Представляло интерес исследовать причины появления и такой высокой степени стабилизации остаточного аустенита при старении холоднокатаных фольг.

Материалом для исследования служили запаянные в откачанные до $2,6 \cdot 10^{-4}$ Па кварцевые ампулы фольги толщиной 25-30 мкм. После закалки (1000 °С 20 мин) старение фольг осуществляли в вакууме $1,3 \cdot 10^{-3}$ Па при температуре 375-475 °С в течение 0,25 -100 ч. Исследован фазовый состав и постоянная решетки α - и γ -фаз, проведен химический анализ на содержание азота после различных режимов термообработки фольг в замкнутом объеме. Приводится анализ возможных механизмов, ответственных за стабилизацию аустенита при старении. Наиболее вероятным считается снижение критических точек A_n и A_k обратного мартенситного ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения в интервале температур старения, благодаря высокой скорости нагрева фольг и формированию неоднородности по хрому и никелю.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №01-03-96462, «Урал –2001»)

1. Махнева Т.М., Махнев Е.С. // МиТОМ. 1990. № 8. С. 40-43.
2. Звигинцев Н.В., Лепехина Л.И., Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Гапека Т.М // Труды Вуз. РФ, сб.: Термическая обработка и физика металлов. Свердловск. 1978. В. 4. С. 56–62.
3. Юшкевич П.М. // МиТОМ. 1961. № 7. С. 11-14.
4. Козловская В.И., Потак Я.М., Оржеховский Ю.Ф. // МиТОМ. 1969. № 5. С.61-66.
5. Кардонский В.М. // ФММ. 1975. Т. 40. В. 5. С.1008-1011.
6. Махнев Е.С., Махнева Т.М. // В сб: Мартенситные превращения в металлах и сплавах. Доклады международной конференции. Киев: Наукова Думка. 1979. С.180-184 .
7. Махнева Т.М., Елсуков Е.П., Воронина Е.В. // ФММ. 1991. № 5. С.130 - 136.

ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ НА ДИНАМИКУ РАЗРУШЕНИЯ УДАРНИКОВ, ПРОНИКАЮЩИХ В ТОНКИЕ ПРЕГРАДЫ

Радченко А. В.^{1,2)}, Радченко П. А.^{2,3)}

¹⁾Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

²⁾Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

³⁾Томский государственный университет, Россия

andrew@academ.tsc.ru

Рассматривается процесс взаимодействия компактных и удлиненных ударников, изготовленных из стали и тяжелых сплавов, с монолитными и разнесенными преградами в диапазоне скоростей 800-2500 м/с. Для математического описания поведения взаимодействующих тел используется модель повреждаемой среды, характеризующаяся наличием микрополостей (пор, трещин). Общий объем такой среды W составляют неповрежденная часть объемом W_c и плотностью ρ_c и микрополости, занимающие объем W_* , в которых плотность полагается равной нулю. Средняя плотность повреждаемой среды связана с введенными параметрами соотношением $\rho = \rho_c W_c / W$. Степень поврежденности среды характеризуется удельным объемом микроповреждений $V_* = W_* / (W\rho)$. Численное моделирование проводится методом конечных элементов. Результаты расчетов сравниваются с имеющимися экспериментальными данными. Исследовано проникание, и особенности разрушения ударников с различной формой головной части: плоской, конической, оживальной. Установлено определяющее влияние волновых процессов на разрушение ударников с оживальной формой головной части на завершающей стадии процесса проникания. Проведен сравнительный анализ эффективности монолитных и разнесенных преград одинаковой массы в зависимости от числа пластин и расстояния между ними.

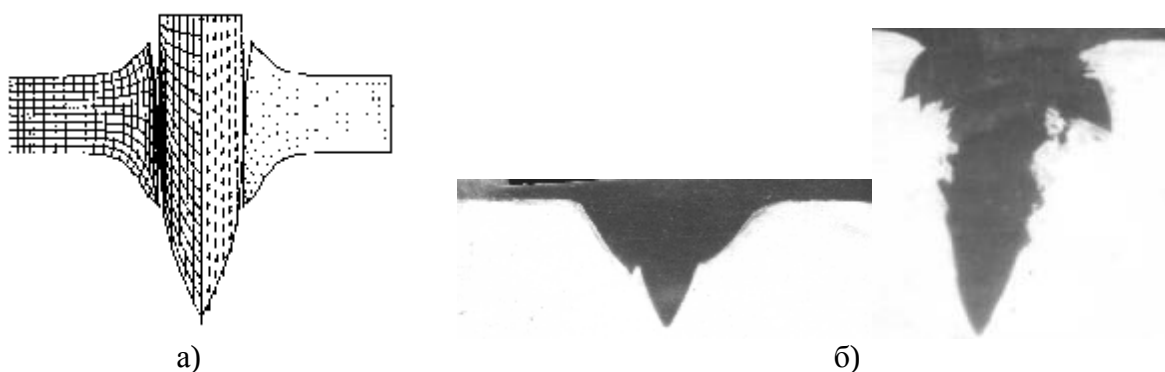


Рис. 1. Проникание ударника в монолитную преграду с начальной скоростью 1500 м/с.
а) расчет, б) эксперимент.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 03-01-00006 и программы Президиума РАН, проект № 18.9.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Zn-In

Лозенко В. В., Шепелевич В. Г.

Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь

vera_loz@mail.ru

Сверхбыстрая закалка из расплава позволяет получать такие структуры и, следовательно, свойства материалов, образование которых невозможно достичь никакими другими способами. Наиболее типичными эффектами являются: образование новых метастабильных фаз, расширение пределов растворимости легирующих элементов, уменьшение размеров зерна и включений, что значительно улучшает физические свойства материалов [1].

Цинк и сплавы на его основе получили широкое применение для конструкционных и не конструкционных целей, благодаря своим специфическим свойствам. Однако, несмотря на такое широкое применение, вопрос о влиянии сверхбыстрой закалки на цинковые сплавы практически не изучен [2]. В связи с этим важно знать, как меняются свойства и структура быстрозатвердевших фольг цинковых сплавов с изменением их состава и при термической обработке.

Фольги сплавов Zn-In были получены сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы путем затвердения капли расплава на внутренней полированной поверхности медного вращающегося цилиндра. Поверхностная структура образцов изучалась посредством растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированном медном излучении. Микротвердость фольг H_u по Виккерсу исследовалась с помощью микротвердомера ПМТ-3. Прилагаемая нагрузка составляла 20 г, время выдержки 15 секунд. Изохронный отжиг исследуемых фольг проводился в температурном диапазоне 20 – 135 °С с шагом в 20 °С и выдержкой по 20 мин при каждой температуре. Полюсные плотности дифракционных линий рассчитывались по методу Харриса [3].

Электронно-микроскопические исследования выявили ячеистую структуру полученных фольг. Ячейки ярко выражены и наблюдаются на бугристой стороне фольги, а также в углублениях на гладкой. Быстрозатвердевшие фольги сплавов системы цинк – индий состоят из пересыщенного твердого раствора на основе цинка и мелкодисперсных частиц индия, которые укрупняются во время отжига.

Рентгеноструктурный анализ показал, что быстрозатвердевшие фольги цинка имеют чётко выраженную текстуру (0001), так как наибольшее значение полюсной плотности принадлежит дифракционной линии 0002.

Микротвердость H_m массивных образцов системы Zn-In с ростом концентрации легирующего компонента сначала увеличивается, а затем падает. Максимальное значение H_m наблюдается для сплава, содержащего 1 ат.% In. С ростом концентрации индия в цинке микротвёрдость фольг возрастает.

Быстрозатвердевшие фольги исследуемых сплавов находятся в неустойчивом состоянии, что подтверждается изменением их структуры и микротвердости при термической обработке.

1. Митин Б. С., Васильев В. А. Порошковая металлургия аморфных и микрокристаллических материалов. – М.: Металлургия, 1993. – 127 с.
2. W. Xu, Y. P. Feng, Y. Li, G. D. Zhang, Z. Y. Li. Rapid solidification behavior of Zn-rich Zn-Ag peritectic alloys // Acta Mater. – 2002. – V. 50. – P. 183 – 193.
3. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. – М.: Металлургия, 1969. – 654 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zr

Сивцова П. А., Шепелевич В. Г.

Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь
mikhalch@mail.ru

Актуальной проблемой современного металловедения является исследование свойств быстро затвердевших алюминиевых сплавов. Объектом данного исследования была выбрана система Al-Zr. Цирконий не является широко используемой присадкой в алюминиевых сплавах, но известно, что добавки циркония существенно повышают температуру рекристаллизации (до 100 °C) и уменьшают размер зерна.

Сплав номинального состава Al-0,30 ат. % Zr был получен сплавлением компонентов в индукционной печи. Данный сплав и алюминий использовались для синтеза сплавов Al-0,15 ат. % Zr и Al-0,08 ат. % Zr. Для получения фольг капля расплава инжектировалась на внутреннюю полированную поверхность быстровращающегося медного барабана. Толщина исследуемой фольги лежала в пределах 30...80 мкм. Скорость охлаждения достигала $\sim 10^6$ К/с.

Рентгенографические исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3 после трехдневной выдержки образцов при комнатной температуре. Микротвердость фольг по Виккерсу исследовалась с помощью микротвердомера ПМТ-3. Изохронный отжиг исследуемых образцов проводился последовательно в температурном диапазоне 20–620 °C с шагом в 30 °C на протяжении 20 мин при каждой температуре. Изотермический отжиг для исследования микротвердости проводился в высокотемпературной (230, 440, 580 °C) области в течение нескольких часов. Также были проведены исследования микротвердости фольг в зависимости от времени выдержки при комнатной температуре. Суммарное время выдержки составило 8 суток.

Основной фазой сплавов является твердый раствор α -Al. Полученные фольги текстурированы в направлении (111) и находятся в упрочненном состоянии из-за образования пересыщенного твердого раствора. Изохронный отжиг показывает сложное поведение микротвердости в зависимости от температуры (рис.). Это нетипично для быстрозатвердевших сплавов алюминия, поэтому результаты изохронного отжига были проверены высокотемпературным изотермическим отжигом. Было подтверждено упрочнение сплавов именно в температурном диапазоне 380–560 °C.

Неотожженные фольги исследованных сплавов находятся в очень нестабильном состоянии. Выдержка образцов при комнатной температуре в течение трех суток приводит к понижению микротвердости до значений, характерных для технически чистого алюминия.

Фольги сплавов системы Al-Zr характеризуются текстурированием в направлении (111) и нестабильным упрочнением, которое исчезает при вылеживании образцов. При отжиге наблюдается упрочнение с максимумом при 530 °C, которое, однако, не доводит микротвердость образцов до величин свежеполученных фольг.

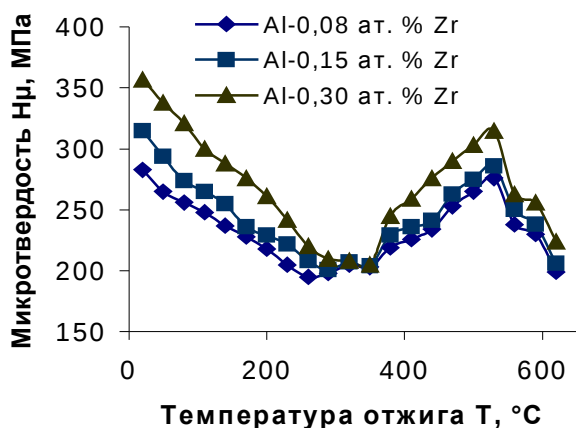


Рис. Изменения микротвердости фольг сплавов Al-Zr при изохронном отжиге.

ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ СПЛАВА С ЭПФ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Вяххи И. Э.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
vahhi@ftim.spbstu.ru

Для предварительных инженерных расчетов исполнительных механизмов на основе сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) получены приближенные аналитические выражения для оценки работоспособности и выбора параметров сплава. Работоспособность такого материала определяется способностью совершать механическую работу путем преобразования тепловой энергии при мартенситном превращении от температур A_H до A_K , которые, в свою очередь, зависят от приложенной нагрузки. Для численного эксперимента используются свойства сплавов и их типичное поведение при растяжении, описанные в [1,2].

Для приближенных расчетов приравниваем приращение количества затраченной энергии к сумме приращений количества теплоты, требуемой для нагрева сплава, и приращения механической работы при его перемещении под нагрузкой. Рассматриваются приближенные дифференциальные зависимости баланса энергии при нагревании и охлаждении. В модели используются известные кинематические и силовые зависимости при растяжении сплава под нагрузкой. С учетом типичного поведения сплавов с ЭПФ находятся приближенные выражения для генерируемого напряжения и деформации сплава от температуры. Для интегрирования переменной функции удельной теплоемкости от температуры фазовых превращений, используем ее кривые при нагревании и охлаждении, полученные методом дифференциально-сканирующей калориметрии.

Для оценки развиваемого усилия удобно использовать K_s – скорость роста генерируемого напряжения, которая для сплавов с ЭПФ приближенно равна произведению удельной теплоемкости c_p на плотность r

$$K_s \approx c_p \cdot r \approx 3.0 \pm 0.5 \text{ [МПа / K]}$$

В расчетах предполагается, что характеристические температуры линейно изменяются в зависимости от приложенного напряжения. Получены основные выражения для оценки работоспособности при нагревании сплава с ЭПФ. В частности, для сплава, работающего на растяжение определено усилие F , используя выражение для K_s и время полного срабатывания t от начальной температуры T_0 до T ($T > A_K$), где S, l – размеры сплава:

$$t = c_p \cdot r \cdot S \cdot l \cdot \frac{T - T_0 + 2 \cdot (A_K - A_H)}{h \cdot N}, \quad F = c_p \cdot r \cdot S \cdot (A_K - A_H)$$

Полученные выражения дают возможность также оценить размеры сплава при заданном времени срабатывания t и развиваемом усилии F . Рассмотрены примеры нагрева с помощью прямого прохождения электрического тока (мощность $N=IU$, $h \sim K/ПД$) и охлаждения проволоки Ni-Ti, а также Cu-Al-Ni с использованием внешнего нагрева; проведено их сравнение с экспериментальными данными.

1. Материалы с эффектом памяти формы: Справ. изд./Под. ред. Лихачева В.А.–Т.1-4.-СПб.: НИИХ СПбГУ, 1997 –1998.
2. K.Otsuka and C.M.Wayman. Shape Memory Materials. Cambridge University press, UK, 1999.

ПОВЕДЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Cu–Al–Ni ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Матлахова Л. А., Матлахов А. Н., Диас Ф. Р. М., Перейра Е. К.

Университет Штата Рио де Жанейро, Кампус, Бразилия, lioudmila@uenf.br

Вяххи И. Э., Пульнев С. А.

Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет,
Физико-Технический Институт им. А.Ф.Иоффе, РАН, Санкт - Петербург

Работа посвящена изучению поведения монокристаллического сплава Cu–13,5%Al–4%Ni, с температурами обратимых мартенситных превращений $\beta_1 \leftrightarrow \gamma_1$: $M_s = 25^\circ\text{C}$, $M_f = -9^\circ\text{C}$, $A_s = +9^\circ\text{C}$, $A_f = 52^\circ\text{C}$, при деформации сжатием. Сплав с эффектом памяти формы получен в Санкт-Петербурге. Исследование структуры проведено с помощью оптической микроскопии на микроскопе NEOFOT-32, рентгеноструктурного анализа на установке URD-65 в характеристическом медном Cu-K α излучении и сканирующей электронной микроскопии на установке JSM-6460LV. Деформацию сжатием проводили на машине INSTRON-5582, при комнатной температуре. Один образец подвергали циклическим испытаниям нагрузка - разгрузка с нарастающими уровнями нагружения, измерением размеров образца и контролем его фазового состава. На рис.1 показана зависимость напряжения σ при сжатии от деформации ϵ образца для 20 циклов испытания. Другие образцы того же сплава подвергали единичным деформационным испытаниям, вплоть до разрушения, при этом напряжение достигало 1350 МПа.

При начальных циклических нагружениях сплава, свыше 75 МПа проявляется площадка «псевдотекучности» общей протяженностью до ~9%, где происходит переориентация структуры и обратимые фазовые превращения. Сплав, деформированный более 9 % при нагрузках до 800 МПа, проявляет высокие упругие характеристики и высокую устойчивость к накоплению пластической деформации. Остаточная после разгрузки деформация интенсивно накапливается на площадке «псевдотекучности», достигает 9,7 %, и при последующих циклических нагружениях меняется очень незначительно (до ~10 %). Деформационное поведение сплава при циклических испытаниях коррелирует с результатами единичных испытаний.

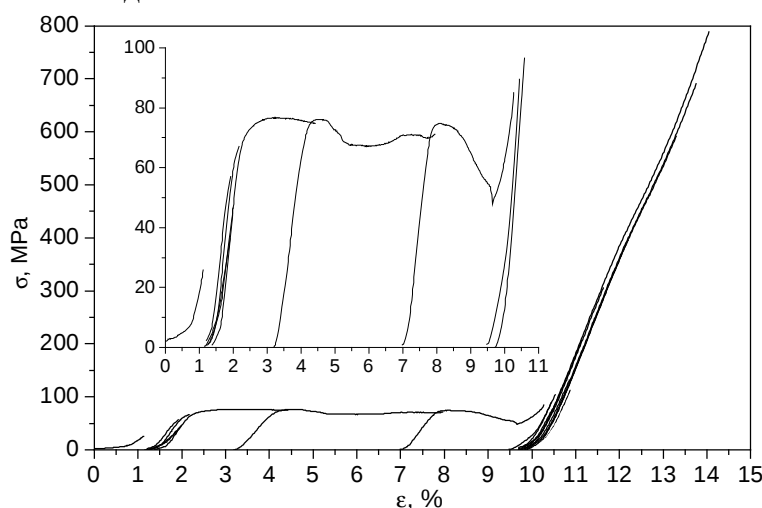


Рис.1. Циклическое деформирование сплава Cu–13,5%Al–4%Ni.

**($b \leftrightarrow w$) ФАЗОВОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ, ИНИЦИИРОВАННОЕ
УДАРНЫМ НАГРУЖЕНИЕМ, И ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ
($a + b$) ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Мещеряков Ю. И., Диваков А. К., Жигачева Н. И., Бархтин Б. К. *

*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург,
*ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей», Санкт-Петербург
ymesch@impact.ipme.ru*

В серии опытов по плоскому высокоскоростному соударению различных по акустическому импедансу комбинаций пар ударник-мишень, включая алюминевый сплав – титановый сплав, сталь – титановый сплав, титановый сплав – титановый сплав, показано, что в ($a + b$) титановых сплавах имеет место ударно-инициированное ($b \leftrightarrow w$) фазовое превращение.

Ударные испытания серии ($a + b$) титановых сплавов в условиях одноосной деформации (плоское соударение) в диапазоне скоростей ударника 200-600 м/с проводились с помощью однокаскадной легкогазовой пушки калибра 37 мм. В большинстве экспериментов толщина ударника подбиралась такой, чтобы реализовать тыльный откол плоских мишеней. Для регистрации временных профилей скорости свободной поверхности мишеней использовали двухканальный скоростной интерферометр с высоким пространственным ($\sim 50 \mu\text{m}$) и временным ($\sim 1 \text{ ns}$) разрешением. Кроме временного профиля средней скорости, данная интерферометрическая методика обеспечивает измерение дисперсии скорости смещения среды на мезоскопическом масштабном уровне, как результата локальных сдвиговых процессов в динамически деформируемом материале. Последнее обстоятельство особенно важно при исследовании ($b \leftrightarrow w$) фазового превращения, поскольку этот тип фазового перехода, в отличие от ($a \leftrightarrow w$) превращения в чистом титане, имеет сдвиговую природу. Наличие b -фазы в исходном титановом сплаве допускает возможность ($b \rightarrow w$) превращения при динамическом нагружении. Динамический вариант кристаллографической модели образования ω -состояния b -фазы титана основан на предположении о необходимости флуктуаций смещения в направлении $\langle 111 \rangle$ кристаллографической решетки. В случае динамического деформирования эти флуктуации проявляются в виде дисперсии скорости частиц на мезоскопическом масштабном уровне, которая фиксируется с помощью примененной интерферометрической методики.

Наличие w -фазы подтверждено рентгеноструктурными исследованиями образцов ($a + b$) титанового сплава ВТ-14. На основе рентгеноструктурных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Обнаружены признаки образования ω -фазы в результате ударного нагружения мишеней со скоростью 536 м/с.
2. После ударного нагружения со скоростью 536 м/с в зернах сплава образованию ω -фазы предшествует возникновение микротекстуры.
3. Изменения в дифракционных пиках от α и β фаз, зафиксированных после нагружения со скоростями 446 м/с и 536 м/с, указывают на формирование микротекстуры со снятием упругих напряжений вблизи плоскостей типа (100), вследствие когерентности фаз.

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Жигачева Н. И., Мещеряков Ю. И., Диваков А. К.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

ymesch@impact.ipme.ru

Проведено сравнительное исследование динамических характеристик ряда материалов, включая вязкую высокопрочную сталь 38ХНЗМФА и несколько типов мартенситно-стареющих сталей. Определение динамического предела текучести для всех исследованных сталей проводилось двумя методами: (а) испытания по методу Тейлора и (б) испытания в условиях одноосной деформации. При испытаниях по методу Тейлора исследуемый образец имел форму стержня диаметром 6 мм и длиной 20 мм. В качестве материала наковальни использовали инструментальную сталь ХВГ твердости RC 62-64.

В случае испытания материалов в условиях одноосной деформации основной количественной характеристикой является временный профиль скорости свободной поверхности мишени, регистрируемый с помощью скоростного интерферометра. Для получения динамического предела текучести необходимо провести серию ударных нагружений в диапазоне скоростей ударника 80-500 м/с и построить динамическую диаграмму $\sigma - \epsilon$. Искомая величина динамического предела текучести при одноосной деформации Y^{strain} находится из динамической диаграммы как напряжение, соответствующее деформации, равной 0,2%.

Испытания конструкционной стали 38ХНЗМФА и трех типов мартенситно-стареющих сталей показали:

- а) сталь 38ХНЗМФА: $Y = 1,4$ ГПа при испытании по Тейлору и $Y = 1,43$ ГПа при плоском соударении;
- б) сталь 02Н18К9М5-ВИ: $Y = 3,23$ ГПа при испытаниях по Тейлору и $Y = 3,31$ ГПа при плоском соударении;
- в) сталь 02Н16К9М5Т1: $Y = 3,63$ ГПа при испытаниях по Тейлору и $Y = 3,61$ ГПа при плоском соударении;
- г) сталь 05Х12Н5К14М5ТВ: $Y = 1,928$ ГПа при испытаниях по Тейлору и $Y = 1,943$ ГПа при плоском соударении.

Испытания мартенситно-стареющих сталей при плоском соударении показали, что разрушение происходит по границам раздела между индуцируемым ударом аустенитом и остальной частью матрицы. Если для стали 38ХНЗМФА и мартенситно-стареющей стали 05Х12Н5К14М5ТВ, имеющей в своем составе 25-30% аустенита, предел динамической текучести для обоих методов испытаний примерно одинаков во всем интервале скоростей, то для мартенситно-стареющих сталей 02Н18К9М5-ВИ и 02Н16К9М5Т, имеющих в исходном состоянии 2-3% аустенита, величины предела текучести по методу Тейлора и при плоском соударении совпадают лишь в узком диапазоне скоростей соударения (до 130 м/с). В диапазоне скоростей ударника 130-350 м/с эти стали показали уменьшение динамического предела текучести. Именно в этом диапазоне скоростей проявляются наибольшие изменения структуры: увеличении разноструктурности (рост зерен), а также большое различие в микротвердости между соседними зонами мезоскопического масштаба, связанное с появлением структурной неоднородности в процессе ударного нагружения.

ОБ ЭВОЛЮЦИОННОМ И КАТАСТРОФИЧЕСКОМ РЕЖИМАХ ЭНЕРГООБМЕНА В ДИНАМИЧЕСКИ НАГРУЖАЕМЫХ СРЕДАХ

Мещеряков Ю. И.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

ymesch@impact.ipme.ru

Важным этапом в развитии представлений об ударно-волновом поведении материалов является изучение закономерностей энергообмена между различными масштабными уровнями динамического деформирования. В частности, в условиях динамического деформирования флуктуации скорости могут отбирать существенную часть импульса и энергии, передаваемых нагружаемой среде.

Анализ поведения средней скорости и дисперсии скорости для широкого спектра материалов показал, что передача энергии с макроуровня на мезоуровень осуществляется в соответствии со следующим соотношением между средней скоростью среды $u(t)$ и дисперсией скорости $D^2(t)$

$$\Delta u = \frac{dD^2}{du}, \quad (1)$$

где Δu – уменьшение средней скорости среды за счет перекачки импульса и энергии на мезоуровень. Соотношение (1) связывает текущие значения средней скорости и дисперсии на любом участке импульса сжатия. Суммарная потеря скорости определяется интегрированием по длительности фронта τ_ϕ

$$\Delta U = \int_0^{\tau_\phi} \Delta u dt. \quad (2)$$

В стационарных волновых фронтах перекачка энергии импульса с макроуровня на мезоуровень и обратно носит обратимый характер, и остаточных структур в деформируемой среде появиться не может. Иная ситуация складывается в случае нестационарных волн. Уменьшение средней скорости здесь происходит вплоть до окончания пластического фронта волны. В итоге, суммарное уменьшение средней скорости на плато импульса сжатия оказывается неравным нулю. Эта часть энергии затрачена на необратимое структурообразование в виде дефектов структуры – полос локализованного сдвига, ротаций и т.п.

Анализ экспериментальных данных показывает, что существует два режима энергообмена между макро- и мезоуровнями динамического деформирования – плавный, эволюционный и катастрофический. Первый режим реализуется в том случае, если скорость изменения дисперсии меньше скорости изменения средней скорости, т.е. ускорения частиц среды:

$$\frac{dD}{dt} < \frac{du}{dt}. \quad (3)$$

В противоположном случае имеет место катастрофический срыв пластического фронта, при котором почти вся энергия поступательного движения среды преобразуется в энергию хаотического движения частиц среды.

УДАРНЫЕ ИСПЫТАНИЯ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1420 В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И МИРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ

Мещеряков Ю. И., Диваков А. К., Жигачева Н. И., Мышляев М. М. *

*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург,
ymesch@impact.ipme.ru*

** Институт металлургии РАН, г. Москва*

Проведены сравнительные ударные испытания двух партий мишеней из алюминий-литиевого сплава 1420. Средний размер зерна материала первой партии составил $30\div 40$ мкм. Материал второй партии, полученный методом равноканального углового прессования (РКУП), имел средний размер зерна 1-2 мкм.

Ударные испытания в условиях одноосной деформации (плоское соударение) в диапазоне скоростей ударника 80-300 м/с проводились с помощью однокаскадной легкогазовой пушки калибра 37 мм. Во всех экспериментах толщина ударника подбиралась такой, чтобы реализовать тыльный откол плоских мишеней. В обоих случаях, с целью сохранения структурных изменений, инициированных ударным нагружением, мишени исследуемого материала диаметром 20 мм и толщиной 4 мм конически запрессовывались в диски из сплава Д-16 диаметром 52 мм и толщиной 4 мм. Это позволяло избежать повторного прохождения через образец волн, отраженных от периферийных поверхностей мишеней.

Для регистрации временных профилей скорости свободной поверхности мишеней использовали двухканальный скоростной интерферометр с высоким пространственным (~ 50 мкм) и временным (~ 1 нс) разрешением. Кроме временного профиля средней скорости, данная интерферометрическая методика обеспечивает измерение дисперсии скорости смещения среды на мезоскопическом масштабном уровне, как результата локальных сдвиговых процессов в динамически деформируемом материале.

В опытах по высокоскоростному соударению определяли две основные характеристики динамической прочности материала: а) порог динамической неустойчивости на сжатие на переднем фронте импульса сжатия и б) откольную прочность материала.

Главное отличие в поведении микрокристаллического сплава от поликристаллического заключается в отсутствии в первом случае порога динамической неустойчивости во всем исследуемом диапазоне скоростей ударника, в то время как в случае поликристаллического материала потеря устойчивости наступает при скорости ударника 120 м/с. Соответственно, откольная прочность микрокристаллического сплава оказалась на 25% выше, по сравнению с поликристаллическим.

ЦИФРОВАЯ ОБРАБОТКА И МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДИФРАКЦИОННЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУР

Баракhtин Б. К., Лебедева Н. В., Пазилова У. А.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия

bbarakhtin@mail.ru

Механическими испытаниями образцов сталей типа 09ХНЗМД, которые при завершении термомеханической обработки были подвержены закалке с различными скоростями охлаждения и одинаковому отпуску, обнаружено изменение свойств (KCV^{-40} и $\sigma_{0,2}$) с экстремумами (рис.1). Корреляция параметров KCV^{-40} и $\sigma_{0,2}$ обусловлена взаимодействием ансамблей дефектов кристаллического строения, которые после закалки находились в неравновесном состоянии.

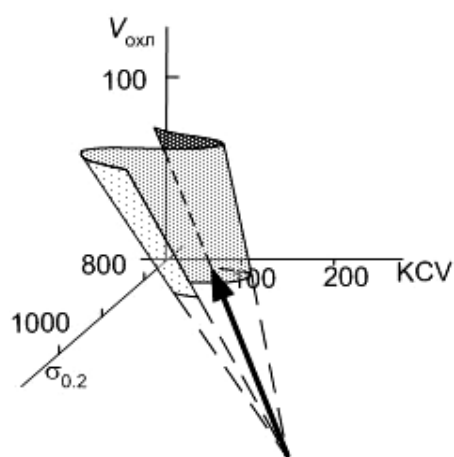


Рис.1. Взаимная регрессия значений KCV и $\sigma_{0,2}$ в зависимости от скорости охлаждения $V_{охл}$.

На основе предположения, что оптимальное соотношение значений KCV^{-40} и $\sigma_{0,2}$ достигается вследствие самоорганизации дислокационных структур, опробована методика компьютерной обработки электронно-микроскопических (дифракционных) изображений. В ней применен способ щелевой дискриминации полутонового аналогового сигнала, представленного гистограммой яркости в 256-и «уровнях серого». Путем независимой вариации порогов и наложения аналитической рамки на изображения, при последующем анализе оказалось возможным выделять участки с контрастом, вызванным разными причинами (рис.2).

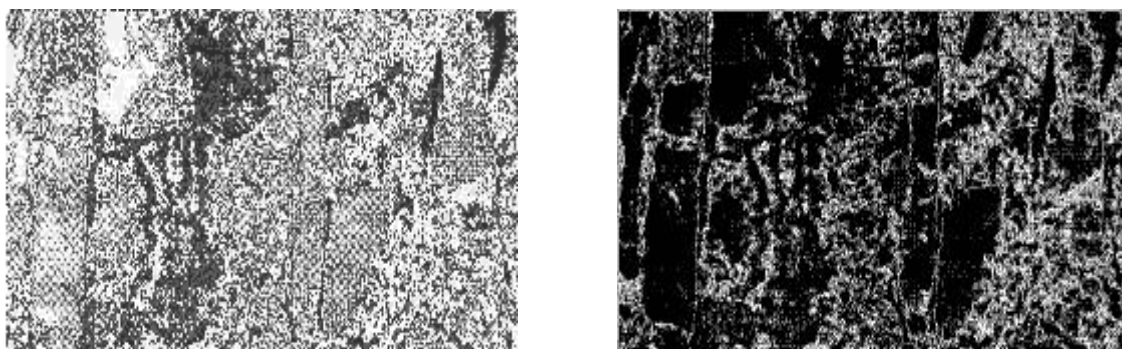


Рис.2. Исходное полутоновое (слева) и обработанное бинарное (справа) изображение дислокационных структур.

В качестве примера для выделенных дислокационных ансамблей выполнен мультифрактальный анализ. Его результаты показали, что в процессе закалки и последующего высокого отпуска дислокационные ансамбли адаптировались к внешним (технологическим) условиям периодически с формированием самоподобных множеств на разных масштабных уровнях. Информационным элементом динамической адаптации явились границы мезоструктурных элементов: реек, пакетов, кристаллов фазы, вблизи которых посредством дислокаций реализовалась упругопластическая аккомодация.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Барахтин Б. К., Варгасов Н. Р., Лебедева Н. В., Рыбин В. В.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия

bbarakhtin@mail.ru

С целью изучения явления диссипации механической энергии в техническом мелко-зернистом (8 - 9 балл) железе, образцы в форме цилиндров диаметром 10 и высотой 20 мм подвергались сжатию при температуре 1000°C со скоростями деформации 10^{-3} – 10^2 с^{-1} . Методами металлографии и электронной растровой микроскопии обнаружено, что после сжатия со скоростью 10^2 с^{-1} зерна с повышенным уровнем упругой энергии расположены хаотично. В результате деформации при $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ они образовали перколяционные кластеры, ориентированные в направлении действия внешней силы (рис.1).

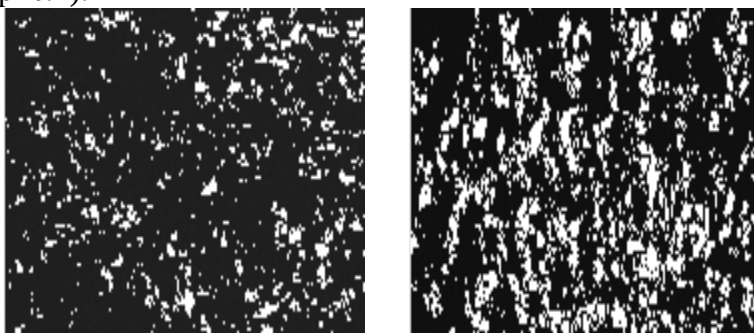


Рис.1. Белым цветом выделены зерна с повышенным уровнем упругой энергии после деформации со скоростями 10^2 с^{-1} (слева) и 10^{-3} с^{-1} (справа).

Результаты компьютерной обработки изображений, полученных при увеличениях $\times 100$ – 3000 , показали, что распространение актов скольжения от одного объема к другому зависит от скорости деформации ($\dot{\epsilon}$) и сопровождается изменениями, как размеров зерен, так и конфигурацией их границ. Например, после сжатия при $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ с}^{-1}$ в контурах границ зерен был обнаружен периодический микрорельеф (рис.2), обусловленный самоорганизацией дислокаций с последующим преодолением препятствия.

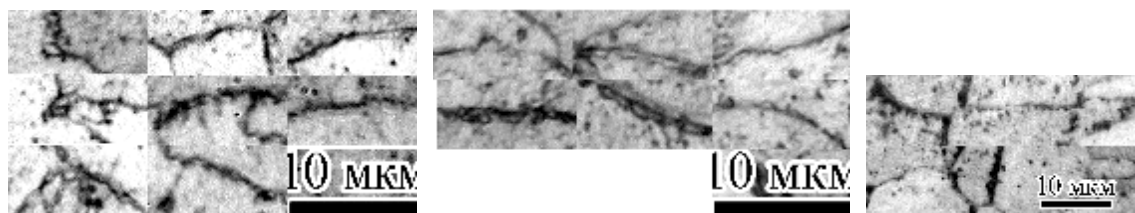


Рис.2. Фрагменты границ с периодическим микрорельефом вследствие самоорганизации дислокаций.

Периодическому микрорельефу соответствует канонический вид мультифрактальных спектров. При $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в гладком рельефе границ выделяются отдельные участки протяженностью до 5 мкм, относительная доля которых достигает 25%. Судя по травиности и местоположению, природа возникновения участков – деформационная.

Условия проведения опытов соответствовали примерно постоянному уровню диссипации механической энергии. Вместе с тем, после сжатия со скоростью 10^{-2} с^{-1} в образцах железа зарегистрированы наименьший размер зерна (12 мкм), наибольшая зубчатость в рельефе границ и псевдоканонический вид мультифрактальных спектров. На основании полученных данных предполагается, что вариация скорости деформации сопровождается реорганизацией скользящих дислокаций и сменой механизма их взаимодействия с границами зерен.

ВЛИЯНИЕ ТМО НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ СВАРИВАЕМОЙ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ

Михайлов М. С., Голосиенко С. А., Нестерова Е. В., Семичева Т. Г.

Санкт-Петербург, ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»

bbarakhtin@mail.ru

В настоящее время разработана новая технология изготовления листового проката с использованием закалки с прокатного нагрева, позволяющая экономить временные и материальные ресурсы, а также улучшить комплекс свойств получаемого материала.

В данной работе методами просвечивающей электронной микроскопии изучены морфологические особенности тонкой структуры стали F500W (10ХН2МД), формирующиеся в процессе отпуска в интервале температур 620-640 °С длительностью от 1 до 20 часов, после различных условий закалки:

- Закалка с печного нагрева от 900 °С (Зак.)
- Закалка с прокатного нагрева от 900 °С (ЗПН)
- Закалка после прокатки и постдеформационной выдержки при 900 °С в течение 5 мин. (ЗПН+5мин.)

Показано, что после ЗПН сталь 10ХН2МД имеет полностью мартенситную структуру, состоящую из двух морфологических разновидностей (реечного дислокационного мартенсита и мартенсита самоотпуска). Высокотемпературная постдеформационная выдержка приводит к появлению в структуре исследуемой стали до 15% бейнита. После закалки с печного нагрева доля бейнита в структуре увеличивается до 35%. Технология изготовления влияет не только на соотношение структурных составляющих, но и на их морфологию. Так, иглы и карбиды мартенсита самоотпуска после ЗПН более крупные, чем при закалке в других условиях, что косвенно свидетельствует о повышении температуры начала мартенситного превращения.

Определено, что для всех вариантов закалки ширина реек мартенсита составляет 0.10-0.15 мкм, ширина бейнитных реек (в тех состояниях, где обнаружен ламеллярный бейнит) составляет 0.3-0.5 мкм. Плотность дислокаций в мартенсите примерно в 2 раза больше, чем в бейните. После отпуска обнаружено два основных типа карбидов – глобулярные (встречаются M_7C_3 и M_3C) и пластинчатые (M_3C). При отпуске длительностью 1 ч. в стали после традиционной закалки преобладают глобулярные карбиды, в то время как после ЗПН – пластинчатые. Показано, что при увеличении времени отпуска карбиды склонны к глобуляризации. Дислокационная структура стали 10ХН2МД после ЗПН менее склонна к полигонизации в процессе отпуска и является более устойчивой по отношению к нему, чем после традиционной закалки.

Результаты структурных исследований хорошо согласуются с данными механических испытаний, согласно которым в закаленном состоянии наиболее высокий уровень предела текучести стали наблюдается при использовании технологии ЗПН. Наименьшая прочность определена для стали, изготовленной закалкой с печного нагрева. Согласно испытаниям на деформационном дилатометре после обжата стали 10ХН2МД на 25% при 900°С происходит смещение бейнитной кривой на «ССТ-диаграмме» в сторону более низких скоростей охлаждения, что согласуется с полученными в ходе работы результатами.

Полученные данные позволяют говорить о том, что мартенситная структура ЗПН обладает повышенной устойчивостью к отпуску даже по сравнению со смешанной мартенситно-бейнитной структурой после закалки с печного нагрева.

ИССЛЕДОВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДВУХ МАРОК СТАЛЕЙ ОДИНАКОВОЙ ПРОЧНОСТИ

Савенков Г. Г., Барахтин Б. К.*

ФГУП «НПП «Краснознаменец», Санкт-Петербург

** ФГУП «ЦНИИМК «Прометей», Санкт-Петербург*

s.mihailov@mail.ru.

Целью исследований являлось определение динамических: предела прочности $\sigma_{вд}$, истинного сопротивления разрыву $S_{кд}$, относительного удлинения δ_d и относительного сужения ψ_d – на составном стержне Гопкинсона (ССГ) при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ и в диапазоне температур 20 ... 350 °С, откольной прочности σ_r , дисперсии скоростей частиц материала Δu (изменение скорости относительно средней) и размаха скоростей частиц δu – на пневматической пушке с привлечением метода лазерной дифференциальной интерферометрии при $\dot{\epsilon} = 10^4 \dots 10^5 \text{ с}^{-1}$, а также характеристик внедрения высокоскоростных пластичных клиновидных ударников (ПКУ) в мишени из сталей 45 и 12Х18Н10Т. Исследуемые стали имели следующие стандартные механические характеристики: сталь 45 – $\sigma_b = 605 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 330 \text{ МПа}$, $\delta_5 = 24\%$, $\psi = 56\%$; сталь 12Х18Н10Т – $\sigma_b = 570 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 345 \text{ МПа}$, $\delta_5 = 56\%$, $\psi = 64\%$. Средний размер зерна у стали 45 находился в диапазоне 100 ... 120 мкм, у стали 12Х18Н10Т – 30 ... 50 мкм.

На ССГ были получены следующие результаты: при нормальной температуре прочностные характеристики σ_b и S_k возрастают в 1,8 раза ($\sigma_{вд} = 1,09 \text{ ГПа}$, $S_{кд} = 1,66 \text{ ГПа}$ – для стали 45 и $\sigma_{вд} = 1,03 \text{ ГПа}$, $S_{кд} = 1,96 \text{ ГПа}$ – для стали 12Х18Н10Т), при этом характеристики прочности δ и ψ практически не меняются. С ростом температуры испытаний до 350 °С у стали 45 наблюдается незначительное (не более 20%) падение всех ее измеряемых характеристик. У стали 12Х18Н10Т при $T = 150 \text{ °С}$ наблюдалось феноменально резкое падение прочностных параметров ($\sigma_{вд} = 680 \text{ МПа}$, $S_{кд} = 1,43 \text{ ГПа}$) при незначительном росте δ и ψ . С дальнейшим ростом температуры испытаний это падение существенно замедлялось.

При испытании плоских образцов на пневматической пушке были получены следующие результаты: у обеих сталей σ_r оказалась приблизительно равной и находилась в диапазоне 1,6 ... 1,9 ГПа в зависимости от скорости деформации, что совпадало для них с $S_{кд}$.

При одинаковых скоростях удара δu у обеих сталей также оказалась равной, в то время как Δu для стали 45 во всем диапазоне скоростей удара (V_0) равнялась нулю, а у стали 12Х18Н10Т наблюдался устойчивый рост этой характеристики с увеличением V_0 . Металлографический анализ плоских образцов после нагружения выявил и различную структуру системы возникших мезодефектов. Так, у стали 45 наблюдались крупные параллельные потоки мезотрещин размером 30 ... 70 мкм, а у стали 12Х18Н10Т подобные мезотрещины появлялись только при больших скоростях удара, и их размеры (длина) не превосходили 20 мкм.

Глубина внедрения ПКУ в мишенях из исследованной стали 45 была на 10% больше, чем в мишенях из стали 12Х18Н10Т. Теоретический анализ показал, что, в первую очередь, это объясняется нулевым значением Δu частиц материала (стали 45).

По совокупности результатов сделан вывод о преобладающем влиянии среднего размера зерна на динамические характеристики исследуемых сталей.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ МЕТОД ПОСТРОЕНИЯ ДИАГРАММ ПЛАСТИЧНОСТИ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ МНОГОФАЗНОГО МАТЕРИАЛА

Смирнов С. В., Пугачева Н. Б., Мясникова М. В.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

marina@imach.uran.ru

Разработан метод построения диаграмм пластичности структурных составляющих многофазного материала на основе экспериментов, материаловедческого анализа и конечно-элементного моделирования пластической деформации на примере латуни марки ЛМцАЖКС, содержащей различные по химическому составу и свойствам структурные составляющие: α -твердый раствор цинка и легирующих элементов в меди; эвтектоидную ($\alpha+\beta$)-смесь; включения силицидов $(\text{Fe,Mn})_5\text{Si}_3$.

Призматические образцы из латуни, на малых боковых гранях которых были сделаны металлографические шлифы, подвергали осадке в несколько стадий, измеряя после каждой стадии размеры образцов и фиксируя количество разрушившихся силицидов [1]. За момент разрушения силицида принимали появление микротрещины. Степень деформации сдвига силицидов Λ_c определяли по результатам компьютерного моделирования. В соответствии с известным структурно-феноменологическим подходом микронеоднородную среду принимали состоящей из связных областей, размеры и свойства которых соответствуют структурным составляющим сплава и определяются с использованием методики микроиндентирования [1]. Фотоснимки микроструктуры оцифровывали, на основании чего строили геометрические модели деформируемых участков (мезоячейки) размером около 100x100 мкм, которые окружали буферным слоем со средними свойствами материала. По контуру буферного слоя накладывали граничные условия в перемещениях. При моделировании использовали треугольные конечные элементы типа PLANE.

По результатам расчетов строили функции распределения показателя напряженного состояния k в силицидах, равного отношению среднего нормального напряжения σ к интенсивности касательных напряжений T . Широкий диапазон изменения значений k как внутри мезоячеек, так и по мере деформирования образца, позволил использовать процедуру идентификации для определения диаграммы пластичности в виде $\Lambda_p = a \exp(-bk)$, где Λ_p – предельная степень деформации сдвига до разрушения; a и b – эмпирические коэффициенты, определяемые при идентификации. Для идентификации была выбрана линейная модель механики поврежденности В. Л. Колмогорова, в соответствии с которой условие разрушения в каждом узле конечно-элементной сетки имеет вид:

$w = \sum_{i=1}^n (\Delta\Lambda_{ci} / \Lambda_p(k_i)) = 1$, где $\Delta\Lambda_{ci}$, k_i – приращение степени деформации сдвига и среднее значение k на i -м этапе деформации. Силицид считали разрушенным, если приведенное условие выполнялось в среднем по его узлам. Идентификацию модели осуществляли из условия наилучшего соответствия экспериментальных и расчетных данных по величине квадратичной невязки. В итоге определили коэффициенты $a = 0,005$, $b = 6,1$ и построили диаграмму пластичности силицидов $(\text{Fe,Mn})_5\text{Si}_3$.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 04-01-0088)

1. Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Тропотов А.В., Солошенко А.Н. Сопротивление деформации структурных составляющих сложнолегированной латуни // Физика металлов и металловедение. – 2001. – Т. 91. – №2. – С. 106-111.

МЕТОД МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ УПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВОВ Fe–Cr–Al

Экземплярова Е. О., Смирнов С. В., Пугачёва Н. Б., Антенорова Н. П.,
Мясникова М. В., Матафонов П. П.

*Институт машиноведения Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия,
micro@imach.uran.ru*

Упорядоченные структуры присутствуют во многих сплавах, придавая им уникальные свойства: сохранение высокой прочности при повышенных температурах, высокие упругие модули, которые слабо изменяются с увеличением температуры. Упорядоченные структуры возникают в результате фазовых превращений, как при термической обработке, так и при эксплуатации, что влияет на свойства материалов. В связи с этим, разработка методов, позволяющих фиксировать степень упорядочения, является актуальной задачей. Например, модуль нормальной упругости может быть использован в качестве характеристики упорядочивающихся сплавов, поскольку он определяется главным образом природой атомов и их взаимодействием.

Большой интерес в этом направлении представляют методы, основанные на результатах микроиндентирования. По диаграммам нагружения и разгрузки можно определить не только степень пластической деформации образца, но и выделить упругие деформации в отпечатке [1, 2]. В работе проведены эксперименты по определению модуля упругости сплавов Fe–Cr–Al с разным содержанием алюминия с помощью специально разработанной установки кинетического микроиндентирования (УКММ). Увеличение содержания алюминия в сплавах Fe–Cr–Al осуществляли путем химико-термической обработки (ХТО) тонкой ленты из сплава X15Ю5 - термодиффузионным алитированием в герметичной камере с контролируемой атмосферой [3].

Порядок определения значений модуля упругости сплавов сводился к следующим этапам: 1 – компьютерное моделирование с помощью ПК «ANSYS» с известными справочными значениями упругих постоянных материала образца и индентора с целью определения жесткости прибора; 2 – обработка экспериментальной кривой разгрузки с учетом жесткости. Полученные значения модуля упругости для сплава X15Ю5 до ХТО соответствуют справочным данным ($E = 1,9 \cdot 10^5$ МПа).

Упорядочение сплавов Fe–Cr–Al с увеличением содержания алюминия происходит в два этапа: первый начинается при 8 мас. % Al с образованием упорядоченной структуры типа DO₃ интерметаллида Fe₃Al, второй – при 16 мас. % осуществляется переход решетки к типу B₂, что соответствует интерметаллиду FeAl.

С увеличением содержания алюминия происходит и увеличение значений модуля упругости, что коррелирует с полученными ранее зависимостями электросопротивления и магнитных свойств.

1. Булычев С.И. Соотношение между восстановленной и невосстановленной твердостью при испытании наномикроиндентированием. / Журнал технической физики. 1999. Т. 69. №7.
2. Головин Ю.И., Тюрин А.И. Микро- и наноконтактное взаимодействие твердых тел/ Природа. 2004. №4
3. Повышение жаростойкости металлических блоков-носителей катализатора методом газофазного алитирования. / Косицын С.В., Пугачёва Н.Б.// Кинетика и катализ, 1998, Т. 39. № 5. с. 707-712.

НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗУПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ СВЕТОВЫМИ ПОТОКАМИ МАЛОЙ ИНТЕНСИВНОСТИ

Тетельбаум Д. И., Курильчик Е. В., Менделева Ю. А., Азов А. Ю.

Научно-исследовательский физико-технический институт

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Н.Новгород

Tetelbaum@phys.unn.ru

Эффект фотопамяти металлов (ЭФПМ) представляет собой недавно открытое явление воздействия слабых (практически не сопровождающихся повышением температуры) потоков электромагнитного излучения (света) на механические свойства металлических фольг. Характерная черта ЭФПМ при облучении видимым светом – изменение микротвердости на стороне фольги, противоположной облучаемой, в то время как на облучаемой стороне изменения существенно меньше или вовсе отсутствуют. При этом свет поглощается в слое менее 1 мкм, а толщина фольги составляет десятки и сотни мкм. Другая характерная черта – наличие релаксации изменений после прекращения облучения, протекающей в течение десятков минут, иногда нескольких часов и более. В настоящей работе приведены новые результаты, дающие дополнительную информацию для обсуждения механизмов ЭФПМ.

Исследовано влияние спектрального состава излучения, который варьировался путем использования светофильтров при облучении светом от лампы накаливания, а также посредством вариации источников излучения. Установлено, что на облучаемой стороне фольги изменение микротвердости при облучении резко возрастает в тех случаях, когда фильтр поглощает коротковолновую часть спектра лампы (критическая длина волны $\lambda_{\text{ст}}$ расположена в интервале $\lambda = 0,7 - 0,9$ мкм) или когда в качестве источника используется нагретое до ~ 100 °С тело (максимум интенсивности приходится в этом случае на $\lambda \approx 7$ мкм). Этот факт свидетельствует о влиянии фотон-электронных процессов в системе металл–естественный окисел. Одним из таких процессов может служить захват фотоэлектронов, вырванных из металла, ловушками в окисле, что приводит к возникновению в последнем деформационных волн, проникающих в металл и приводящих к блокировке изменений механических свойств в слое, прилегающем к границе раздела. В пользу этого свидетельствуют результаты опытов по латеральному распределению микротвердости на облучаемой стороне при затенении части фольги непрозрачным экраном: в области тени существует зона, в которой изменение микротвердости отличается от нуля, тогда как вне тени оно равно нулю.

На примере фольг сплавов пермаллой-79, $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{40}$, Cu исследовано влияние температуры на кинетику релаксации изменений микротвердости. Установлено, что энергия активации релаксации ($\sim 0,2$ эВ) близка к энергии активации миграции междоузельных атомов.

Получены предварительные результаты, свидетельствующие о повышении предела текучести и предела прочности фольг пермаллоя-49 под действием фотонного облучения; обнаружено также удлинение участка пластической деформации при растяжении.

Изучаемый эффект рассматривается как результат трансформации дефектной системы при прохождении энергетического потока через твердое тело, обладающее многими минимумами свободной энергии в пространстве параметров, характеризующих состояние этой системы. Обсуждается ряд вопросов, касающихся механизма явления.

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ ИСЧЕЗНОВЕНИЯ ДВОЙНИКОВ ДЕФОРМАЦИИ В Zn В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА

Сурсаева В. Г.

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Россия

sursaeva@iisp.ac.ru

Мы рассматриваем двойники деформации в Zn как один из видов остаточной деформации. Деформация монокристаллов цинка при определенных условиях может идти двойникованием. Накоплен большой экспериментальный материал по механическому двойникованию в Zn. Можно уничтожить двойниковые образования, прилагая усилие в направлении, обратном первоначальному. Это явление называют раздвойникованием. Обратный процесс восстановления старой фазы, протекающий подобно процессу раздвойникования кристаллов, к сожалению, мало изучен. И совсем не изучены закономерности исчезновения двойников при отжиге.

Механические двойники создавались в плоских монокристаллах Zn (нормаль к поверхности монокристалла $-[1\bar{1}20]$), прилагая к поверхности монокристалла концентрированную нагрузку. Таким образом, мы получали двумерную структуру, в которой двойники перпендикулярны плоскости монокристалла $(11\bar{2}0)$, и могли наблюдать за процессом по изменению положения выхода двойниковых прослоек на поверхность монокристалла $(11\bar{2}0)$. Нагрев образцов осуществлялся в высокотемпературной приставке к оптическому микроскопу, а для изучения процесса *in-situ* использовался поляризованный свет. Двойники видны в виде плоскопараллельных или клиновидных полос, отражающих свет иначе, чем остальная поверхность монокристалла. Когерентные границы плоские и параллельны плоскости двойникования $(10\bar{1}2)$. Некогерентные границы могут быть плоскими, ступенчатыми или криволинейными. Обнаружено, что исчезновение двойников при отжиге начинается одновременно в нескольких участках внутри двойника. Двойник сначала как бы распадается на части, которые при дальнейшем отжиге постепенно исчезают. Постепенность исчезновения двойника изнутри говорит о том, что при отжиге не происходит его раздвойникования (под действием внутренних напряжений, образующихся во время либо охлаждения, либо нагрева образца). Наблюдаемый процесс более похож на процесс рекристаллизации, несмотря на то, что при этом не возникают новые зерна. Мы рассматривали исчезновение двойника как движение зерна в виде "полупетли" и измеряли скорость движения вершины "полупетли". Скорость исчезновения двойника менялась с температурой на три порядка. Энергия активации движения некогерентной границы двойника также менялась с температурой. При низких температурах значение энергии активации не удалось померить корректно, так как форма движущейся границы также зависит от температуры из-за явления фасетирования двойниковой границы. При высоких температурах движение двойниковой границы безактивационное. Это и понятно, так как в процессе движения при низких температурах имеет место фазовый переход фасетирования, который идет диффузионным путем. А при высоких температурах процесс раздвойникования в чистом виде представляет собой кооперативное движение атомов, в котором отдельные атомы перемещаются друг относительно друга лишь на часть межатомного расстояния, но полный результирующий сдвиг является макроскопическим.

Автор благодарит РФФИ за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ ИННО 03 02 04000.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА, ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ, АЛЮМИНИЕМ, УГЛЕРОДОМ

Сергеев В. П., Федорищева М. В., Воронов А. В., Сергеев О. В.,
Попова Н. А.*, Козлов Э. В.*

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

** Томский государственный архитектурно-строительный университет*

Покрытия на основе нитридов и карбидов переходных металлов заняли важное место в области разработки и производства инструмента, деталей машин и аппаратов, работающих в агрессивных средах и жестких условиях эксплуатации. Наиболее широкое применение получили покрытия на основе TiN. Однако, как выяснилось в процессе более детального исследования их свойств, они имеют ряд недостатков, ограничивающих перспективу их использования в промышленности. В настоящее время на основе TiN разрабатывается новый класс нанокompозитных покрытий с более высоким комплексом свойств. Целью настоящей работы является получение сверхтвердых покрытий нитрида титана путем создания на его основе двухфазного нанокompозита за счет легирования одним из элементов – медью, алюминием, углеродом и исследование влияния различных условий осаждения (температура подложки, давление газовой среды, ионная бомбардировка растущего конденсата) на взаимосвязь трибомеханических свойств покрытий с их микроструктурой.

Показано, что с помощью легирования покрытий TiN медью, алюминием или углеродом, осуществляемого в процессе их вакуумного магнетронного осаждения при определенных режимах, могут быть получены сверхтвердые ($H \geq 40$ ГПа) двухфазные нанокompозиты на подложках из нержавеющей стали. Определены режимы нанесения таких покрытий. Установлено, что микротвердость (нанотвердость) таких покрытий выше в 2 раза, износостойкость – в $2 \div 3$ раза по сравнению с нелегированными микрокристаллическими покрытиями TiN, для которых величина соответствующих характеристик равна 21,0 ГПа и 160 сек/мг. Наибольшее увеличение микротвердости – до 45 ГПа наблюдается при легировании покрытий TiN углеродом, износостойкости до 510 сек/мг – при легировании алюминием. Добавка меди в покрытие TiN не только повышает микротвердость и износостойкость, но также понижает коэффициент трения в 1,6 – 1,9 раза. Наиболее высокие значения трибомеханических характеристик получаются при осаждении покрытий в условиях ионной бомбардировки.

При исследовании с помощью рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей электронной микроскопии, масс-спектрометрии вторичных ионов полученных покрытий обнаружено, что они имеют в своем составе две фазы: основную – TiN (TiAlN или TiCN) в количестве 86-94об.% на основе кубической решетки B1 со средним размером зерен 10-30нм и дополнительную – в количестве 4-10об.% с составом, зависящим от легирующего элемента. При этом дополнительная фаза находится в аморфном состоянии или в нанокристаллическом со средним размером зерен в 2-3 раза меньше, чем основная фаза, и решеткой, отличной от кубической. Зерна основной фазы имеют в условиях ионной бомбардировки преимущественную ориентацию в направлении $\langle 111 \rangle$, в отсутствие – $\langle 200 \rangle$ или не обладают преимущественной ориентировкой. Уровень внут-

ренных упругих напряжений в покрытиях достигает значений $3,0 \div 7,2$ ГПа. Наибольшие значения характерны для покрытий на основе TiN, легированных углеродом. Наблюдаемое повышение трибомеханических характеристик полученных покрытий связывается с изменением их структурно-фазового состояния.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ПЛЕНОЧНЫХ НИТЕЙ РАЗЛИЧНЫХ МОЛЕКУЛЯРНЫХ МАСС И КРАТНОСТИ ВЫТЯЖКИ

Марихин В. А., Цобкалло Е. С.*, Васильева В. В.*

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

**Санкт-Петербургский государственный университет технологии и дизайна*
ests@sutd.ru

Было проведено изучение структурных превращений методом рамановской спектроскопии в полиэтиленовых пленочных нитях, полученных из ПЭВД с молекулярной массой $M_n = 8 \cdot 10^4$ (ПЭ-1) и ПЭНД с $M_n = 2,5 \cdot 10^6$ (ПЭ-2) на различных этапах процесса термовытягивания. Метод рамановской спектроскопии позволил проследить за изменениями в распределениях $G_{MW}(L)$ выпрямленных сегментов молекул (ВСМ) по длинам, происходящих в нитях при ориентационной вытяжке, а также при релаксации напряжений.

Из сравнения распределений ВСМ по длинам у нитей, полученных из расплава и отличающихся кратностью вытяжки, видно, что различия в структурной организации этих нитей проявляются в особенностях распределений $G_{MW}(L)$. Полученные результаты находятся в полном соответствии с полученными ранее результатами механических испытаний, из которых следует, что пленочная нить ПЭ-2 обладает лучшими, по сравнению с другими нитями, восстановительными свойствами именно вследствие большого количества межфибриллярных молекул-связок. Такой подход позволил нам более глубоко изучить структурные превращения, происходящие на различных стадиях получения полиэтиленовых нитей методом термовытягивания.

При переработке и эксплуатации нити часто находятся в растянутом состоянии, т.е. в них происходят процессы релаксации напряжений. Естественно, что при этом в структуре нитей происходят различные изменения. Поэтому было проведено изучение и сравнение распределений ВСМ по длинам для нитей с различной степенью ориентации. Анализ распределений показал, что изменения в структуре пленочных нитей обусловлены взаимосвязанными процессами деструкции и подключением несущих нагрузку цепей. Было показано, что при растяжении в нитях происходит конкуренция двух взаимосвязанных процессов – разрывов молекулярных цепочек и подключения несущих нагрузку цепей. Конкуренция усиливается в зависимости от уровня деформирования.

ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ЖЁСТКОСТИ РАСТЯНУТЫХ ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ В ПРОЦЕССЕ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Цобкалло Е. С.¹⁾, Чмель А. Е.²⁾, Тихомиров А. А.¹⁾

¹⁾ Санкт-Петербургский государственный университет технологии и дизайна

²⁾ Физико-Технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург
ests@sutd.ru

Установление взаимосвязи деформационных свойств со структурными изменениями, происходящих при реализации релаксационных процессов в ориентированных полимерах является важной задачей. Несомненно, что изменение деформационных характеристик нитей и волокон, находящихся в растянутом (нагруженном) состоянии, следует учитывать для надежного прогнозирования деформационных свойств синтетических нитей и изделий из них, что не всегда делается на практике. В настоящее время полного представления о таких изменениях, а также о структурных процессах, приводящих к подобным «искажениям» исходных свойств волокон и нитей, не существует.

Целью настоящей работы является установление характера изменения жёсткости растянутых волокон и нитей в процессе релаксации напряжений и выяснения природы этих изменений.

Объектами исследования являлись следующие нити: пленочные полипропиленовые; технические полиамидные, полиэтилентерефталатные и полиакрилонитрильные.

Проводились исследования как деформационно-прочностных свойств в режиме релаксации напряжений и активного растяжения, так и структурных процессов, протекающих в растянутых нитях и волокнах. Исследования механических свойств нитей в режимах активного растяжения (получение диаграмм растяжения) и «релаксация напряжений - эластическое восстановление, в режиме прерывания растяжения. Для выявления молекулярно-деструкционных процессов, происходящих в растянутых ориентированных полимерах, использовался метод ИК-спектроскопии. Для определения распределений вытянутых сегментов макромолекул по длинам применялся метод низкочастотной рамановской спектроскопии, являющийся чувствительным к регулярным сегментам макромолекул любого вида независимо от их локализации как в аморфных, так и в кристаллических областях.

Показано, что изменение деформационных характеристик существенно зависит как от свойств исходного материала, так и от величины заданной деформации растяжения и длительности процесса релаксации. Проведенные исследования позволили установить корреляцию между закономерностями изменения характеристик механических свойств растянутых нитей и структурными изменениями, происходящими на молекулярном уровне в растянутых нитях и волокнах. На основании полученных результатов предложена структурная модель, объясняющая изменение деформационных свойств растянутых нитей.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ТЕЛА С ШАРОВОЙ ПОРОЙ (НЕЛИНЕЙНОЕ РЕШЕНИЕ)

Даль Ю. М., Пронина Ю. Г.

Санкт-Петербургский государственный университет
yndahl@yandex.ru, july@www.spectec.ru

Получено решение задачи для больших деформаций шаровой поры в неограниченном теле, нагруженном на бесконечности гидростатическим давлением. Произведена оценка влияния геометрической и физической нелинейности задачи на деформированную конфигурацию поры и распределение напряжений в её окрестности.

Постановка задачи и метод решения. Рассмотрим неограниченное изотропное тело S с шарообразной полостью радиуса R_0 . Пусть на бесконечности тело нагружено равномерным гидростатическим давлением $p = \text{const}$. Требуется определить напряженно-деформированное состояние в S .

Введем сферические координаты r, θ, φ с началом в центре поры. Из условий симметрии вытекает, что напряжения $s_{rr}, s_{\theta\theta}, s_{\varphi\varphi}$ являются главными напряжениями, тангенциальные перемещения $u_\theta = u_\varphi = 0$, а радиальное перемещение u зависит только от координаты r .

Истинные деформации определяются выражениями

$$e_{rr} = \ln\left(1 + \frac{du}{dr}\right), \quad e_{\theta\theta} = e_{\varphi\varphi} = \ln\left(1 + \frac{u}{r}\right). \quad (1)$$

Напряжения и деформации связаны между собой зависимостями

$$\begin{aligned} s_{rr} - s &= \frac{2s_i}{3e_i} e_{rr}, & s_i &= \Phi(e_i) \\ s_{\theta\theta} - s &= \frac{2s_i}{3e_i} e_{\theta\theta}, & q &= e_{rr} + e_{\theta\theta} + e_{\varphi\varphi} \\ s_{\varphi\varphi} - s &= \frac{2s_i}{3e_i} e_{\varphi\varphi}, & s &= (s_{rr} + s_{\theta\theta} + s_{\varphi\varphi})/3 \\ e_i &= \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(e_{\theta\theta} - e_{\varphi\varphi})^2 + (e_{\theta\theta} - e_{rr})^2 + (e_{\varphi\varphi} - e_{rr})^2}, \\ s_i &= \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(s_{\theta\theta} - s_{\varphi\varphi})^2 + (s_{\theta\theta} - s_{rr})^2 + (s_{\varphi\varphi} - s_{rr})^2}. \end{aligned} \quad (2)$$

Здесь $s_i = \Phi(e_i) = f(r)$ – известный закон упруго-пластического деформирования.

Обозначим деформированную координату произвольной точки через

$$r_* = r + u(r). \quad (3)$$

Условие несжимаемости: $q = 0$, после подстановки в него соотношений (1) и (3), преобразуется к виду

$$\frac{r_*^2}{r^2} \frac{dr_*}{dr} = 1.$$

Интегрируя полученное уравнение, находим $r_* = \sqrt[3]{r^3 + a^3}$. Отсюда, на основании (3), имеем

$$u = \sqrt[3]{r^3 + a^3} - r, \quad (4)$$

где a – произвольная постоянная интегрирования. Подставляя (4) в (1), получаем

$$e_{qq} = e_{jj} = -\frac{1}{2}e_{rr} = \frac{1}{3} \ln \left(1 + \frac{a^3}{r^3} \right). \quad (5)$$

Внеся эти выражения в формулу для интенсивности деформаций e_i , находим

$$e_i = \frac{2}{3} \ln \left(1 + \frac{a^3}{r^3} \right). \quad (6)$$

Умножая уравнение равновесия

$$\frac{ds_{rr}}{dr_*} + \frac{2}{r_*}(s_{rr} - s_{jj}) = 0$$

на $\frac{dr_*}{dr}$, приведем его к виду

$$\frac{ds_{rr}}{dr} + \frac{2}{r_*} \frac{dr_*}{dr} (s_{rr} - s_{jj}) = 0. \quad (7)$$

Из формул (1) и (2) имеем $s_{jj} = s_{qq}$, $s_{jj} - s_{rr} = s_i$. В результате подстановки этих выражений в уравнение (7) и его последующего интегрирования выводим

$$s_{rr} = 2 \int_{R_0}^r \frac{s_i r^2}{r^3 + a^3} dr + A, \quad (A = \text{const}). \quad (8)$$

Учитывая краевые условия: $s_{rr}(R_0) = 0$, $s_{rr}(\infty) = -p$, из формулы (8) находим

$$s_{rr} = 2 \int_{R_0}^r \frac{s_i r^2}{r^3 + a^3} dr \quad (9)$$

$$-p = 2 \int_{R_0}^{\infty} \frac{s_i r^2}{r^3 + a^3} dr. \quad (10)$$

При известном законе деформирования $s_i = \Phi(e_i) = f(r)$ соотношение (10) определяет постоянную a . Отсюда вытекает, что упруго-пластические напряжения полностью характеризуется формулами (9), (1), (2).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 03-01-00601)

МОНИТОРИНГ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПО ИХ МАГНИТНЫМ ХАРАКТЕРИСТИКАМ

Горкунов Э. С.¹⁾, Гладковский С. В.¹⁾, Задворкин С. М.¹⁾, Митропольская С. Ю.¹⁾,
Вичужанин Д. И.¹⁾, Прутков А. Э.²⁾, Желонкин А. В.²⁾, Богданова Т. П.³⁾

¹⁾ *Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*

²⁾ *ФГУП ГРЦ КБ им. В.П. Макеева, г. Миасс, Россия*

³⁾ *УГТУ-УПИ, г. Екатеринбург, Россия*

gsv@mtf.ustu.ru

В изделиях, конструкциях и инженерных сооружениях в условиях термомеханического воздействия происходят заметные изменения исходного фазового состава сталей и отклонение механических свойств от первоначального уровня. Наличие в структуре ряда сталей значительной доли метастабильного аустенита (до 50%), который при достижении напряжений пластического течения превращается в мартенсит деформации, является фактором, дополнительно способствующим приросту прочностных и снижению пластических свойств. Для оценки степени деградации механических свойств и определения фазового состава конструкционных материалов непосредственно в условиях эксплуатации весьма перспективны физические методы неразрушающего контроля, в частности, магнитные.

С целью разработки неразрушающих методов мониторинга механических свойств и содержания γ -фазы проведены измерения комплекса основных магнитных характеристик двухфазных ($\gamma+\epsilon$) и аустенитных Fe-Mn и Fe-Mn-Cr сталей, а также высокопрочной мартенситно-старееющей стали ЭП678, обработанной по различным режимам. Магнитные измерения проводили в замкнутой магнитной цепи с помощью магнитоизмерительного комплекса Remagraph C-500 в исходном состоянии и непосредственно в процессе нагружения растяжением и кручением при $T=20^\circ\text{C}$ на испытательных машинах УММ-5 и Инстрон-8001 вплоть до момента разрушения.

Показано, что интенсивность образования α' -мартенсита деформации в метастабильных Fe-Mn и Fe-Mn-Cr сталях зависит от схемы напряженно-деформированного состояния и существенно различается при растяжении и кручении. Эволюция фазового состава и структуры сталей при деформации приводит к изменению вида кривых намагничивания. Установлена связь между достигнутой степенью деформации и магнитными характеристиками сталей. При этом зависимость коэрцитивной силы от степени деформации в метастабильных сталях различного состава (03Г21Х13 и 05Г20С2) имеет противоположный характер. В стабильной стали 30Г21Х13 α' -мартенсит деформации не образуется, однако при больших степенях деформации ($\epsilon > 0,55$) данная сталь переходит из диамагнитного в парамагнитное состояние.

На образцах стали ЭП678 после закалки от 920°C в воду и старения в интервале температур $300-700^\circ\text{C}$ в течение 3 ч выявлена взаимосвязь между механическими свойствами и магнитными характеристиками. Показана возможность магнитного контроля содержания в структуре стали ревертированного аустенита, образующегося при высокотемпературном старении. Количество γ -фазы достигает максимума (35%) при температуре старения 620°C . В практически важной области температур старения ниже 640°C выявлены однозначные корреляционные зависимости между прочностными свойствами и твердостью стали ЭП678 с одной стороны, и величиной ее коэрцитивной силы - с другой.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 03-01-00794).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Лоладзе Л. В., Эфрос Н. Б., Шишкова Н. В., Эфрос Б. М

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

Развитие современной техники связано с использованием новых высокопрочных материалов. Высокоазотистые аустенитные стали (ВАС), благодаря своему уникальному комплексу свойств (высокий уровень прочности, повышенные пластичность и вязкость разрушения, высокая коррозионная стойкость, немагнитность и др.), являются перспективными материалами для использования в различных областях промышленности [1,2].

Известно, что существенное повышение прочностных свойств ВАС может быть достигнуто путем суперпозиции различных механизмов упрочнения, например, твердорастворного, зернограницного, дисперсионного и деформационного (дислокационного) [2].

В этой связи актуальной проблемой является поиск оптимальных концентраций азота и рациональных параметров термомеханической обработки ВАС, обеспечивающих высокий уровень свойств. В качестве объектов исследования были выбраны аустенитные нержавеющие сплавы на основе Fe–Cr–Mn-твердого раствора, имеющие критические точки M_H и M_d ниже комнатной температуры, в которых концентрация азота C_N варьировалась до 0,8 мас.%. В качестве способов предварительной пластической деформации использовались одноосное растяжение и гидроэкструзия (ГЭ) со степенями логарифмической деформации $\epsilon = 0 - 0,7$.

В работе показано, что в исследованных сплавах величина зернограницного коэффициента K_y с увеличением концентрации C_N возрастает. При этом вклад зернограницного упрочнения в исследованном интервале размера зерна d_z заметно меньше, чем вклад твердорастворного упрочнения.

Полученные результаты свидетельствуют, что ГЭ вызывает значительный рост прочностных свойств, при этом показатели пластичности снижаются, оставаясь на достаточно высоком уровне.

В цикле термомеханической обработки (ТМО) образцы ВАС после ГЭ подвергались старению в интервале температур $T_{\text{стар}} = 400 - 800$ °С с выдержкой $\tau_{\text{стар}}$ до 10 ч.

В результате проведенных исследований определены вклады твердорастворного, зернограницного, дисперсионного и деформационного факторов в упрочнение ВАС.

Установлены оптимальные режимы ТМО с использованием ГЭ, позволяющие обеспечить максимальный комплекс механических свойств ВАС.

1. Банных О.А., Блинов В.М. Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадий-содержащие стали.-М.: Наука,1980.-190 с.
2. Деформационное упрочнение азотистых аустенитных сплавов после предварительной обработки гидроэкструзией / Варюхин В.Н., Эфрос Б.М., Лоладзе Л.В., Заика Т.П. // ФТВД.-1996.-6, №2.-С.106-123.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ЭВОЛЮЦИИ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ПРЯМОЙ И ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

Прокофьева О. В., Бейгельзимер Я. Е., Эфрос Б. М., Варюхин В. Н.

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

В настоящее время активно развиваются технологии, направленные на получение материалов с ультрамелкозернистой структурой путём реализации их интенсивной пластической деформации. Ввиду этого, возможность прогнозирования характеристик структуры материала после того или иного процесса обработки имеет большое практическое значение, а инструментом для получения такой информации выступает математическое моделирование.

В работе представлены расчеты, проведенные в рамках континуальной модели фрагментации и разрушения поликристаллов при пластической деформации [1], в основе которой лежит принцип взаимной дополнительности этих двух процессов (снижение интенсивности одного из них влечёт за собой повышение интенсивности другого, и наоборот). Предпосылки такого моделирования подробно рассмотрены в [2]. Предлагаемое описание структурной эволюции материала опирается на два скалярных параметра: степень развитости сети большеугловых границ S - их суммарная длина на единицу площади сечения материала, и относительная пористость Θ . Для этих переменных в рамках модели получена замкнутая система дифференциальных уравнений, которая описывает процесс фрагментация-разрушение металлов при пластической деформации под давлением [1].

Разработанная модель была применена для описания конкретных процессов обработки металлов – винтовой (ВЭ) и прямой (ПЭ) экструзии. Результаты моделирования показали, что ВЭ является более эффективной схемой накопления деформации, позволяющей получать улучшенные структурные характеристики материала по сравнению с ПЭ. Так как ВЭ является циклическим процессом нагружения (за один проход внутри винтового канала происходит смена направления деформирования [3]), при деформировании создаются благоприятные условия для заживления микронесплошностей в материале, однако при этом происходит менее интенсивная его фрагментация по сравнению с монотонным деформированием.

Одним из путей повышения интенсивности измельчения субструктуры является увеличение амплитуды деформирования, что для ВЭ можно реализовать при помощи схемы чередующихся винтовых матриц с ориентацией по и против часовой стрелки. Расчеты показали, что такая схема обеспечит некоторое повышение интенсивности фрагментации, но будет сопровождаться ростом пористости.

Известно, что процессы обработки, приводящие к значительному снижению пластичности материала, при наложении давления активируют формирование фрагментированной структуры. В работе рассмотрена роль противодавления при ВЭ по схеме с чередующимися разноимёнными матрицами. Анализ расчётов позволил сделать вывод, что увеличение давления в очаге деформации приводит к повышению интенсивности фрагментации и снижению повреждённости материала, что делает последнюю схему оптимальной из рассмотренных в данной работе.

1. Beygelzimer Y. Grain Refinement Versus Voids Accumulation During Severe Plastic Deformation of Polycrystals: Mathematical Simulation // Mech. of Mat. V.37, 2005, P.753-767.

2. Бейгельзимер Я.Е., Эфрос Б.М., Прокофьева О.В. Фрагментация структуры и разрушение металлических материалов при больших пластических деформациях // ФТВД **14**, №3, 2004, с.58-73.
3. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г. Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций. Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. 87с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗОН СДВИГА В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ГЦК МАТЕРИАЛОВ. МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет
izido@tsuab.ru

В рамках математической модели эволюции дефектной подсистемы в деформируемых дисперсно-упрочненных сплавах записана система дифференциальных уравнений накопления дефектов: матричных сдвигообразующих дислокаций, колец Орована, призматических петель вакансионного и межузельного типа, дипольных конфигураций, точечных деформационных и равновесных дефектов. Каждое уравнение содержит слагаемые, которые определяют генерацию, аннигиляцию и релаксацию деформационных линейных (дислокации) и точечных (вакансии, бивакансии и межузельные атомы) дефектов.

Базовым структурным элементом модели является зона сдвига – серия сдвигообразующих дислокационных петель, испущенных одним источником, вместе с сопутствующими им деформационными дефектами, указанными выше. Рассмотрены факторы, определяющие локализацию скольжения в зоне сдвига. Рассмотрены критические конфигурации дислокационных сегментов – источников в различных интервалах плотностей дислокаций. Выявлены интервалы деформаций, в которых пластический сдвиг осуществляется коллективным движением дислокаций – локализация скольжения в зоне сдвига, а также интервалы деформаций, в которых сдвиг осуществляется движением одиночных дислокаций – элементарное скольжение в зоне сдвига.

Система дифференциальных уравнений, включающая уравнение баланса деформационных дефектов, уравнение накопления деформации $\dot{\epsilon} = f(\tau, \rho_j)$, уравнения, описывающие характер деформирующего воздействия $\dot{\epsilon} = \text{const}$ совместно с уравнением, описывающим число дислокаций n в зоне сдвига (локализация скольжения) $n = f(\tau, \rho_j)$ решена численными методами для широких интервалов степеней деформации, температур и скоростей деформации. Анализируется влияние масштабных характеристик упрочняющей фазы на протяженность интервалов локализованного и элементарного скольжения.

Исследуются экспериментальные данные о величине сдвига в следе скольжения, наблюдаемого на поверхности деформируемых образцов гетерофазных сплавов: Al (Zn, Mg), Ni – HfO₂, Cu – Al₂O₃, Cu – SiO₂, Ni₃Al – β фаза. Найдены интервалы степеней деформаций, температур и масштабных характеристик дисперсных, некогерентных упрочняющих фаз, в которых наблюдается удовлетворительное сопоставление теории и эксперимента.

СТАТИСТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ЗАПАСОВ ПО ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДИСКОВ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Кутырев В. В.

ЦИАМ, г. Москва, Россия

В практике авиационного двигателестроения установлены допускаемые запасы по числу циклов расчетной и экспериментальной долговечности $[K_{N_f}]$ и $[K_{N_s}]$. При этом эти запасы не учитывают должным образом рассеяние разрушающих и действующих параметров. Статистический запас по логарифму числа эквивалентных циклов $K_{lg N}^{cm}$, который частично устраняет эти недостатки, может быть определен следующим образом:

$$K_{lg N}^{cm} = (\lg N_s)_{\min} / \lg N_n,$$

где $(\lg N_s)_{\min}$ – статистически минимальное значение логарифма экспериментальной циклической долговечности до усталостного повреждения, соответствующее нижнему толерантному пределу распределения величин $\lg N_s$.

Допускаемый статистический запас $[K_{lg N}^{cm}]$ может быть использован в качестве критерия долговечности дисков при обосновании допускаемых экспериментальных и расчетных запасов, основой чего являются коэффициенты вариации долговечности и соотношение между собой расчетных и экспериментальных значений циклической долговечности:

$$[K_{lg N_s}] = [K_{lg N}^{cm}] / (1 - \kappa_{N_s} n_{lg N}) \quad \text{и} \quad [K_{lg N_f}] = [K_{lg N_s}] / (\bar{a}_{lg N_{s/f}}),$$

где $[K_{lg N_s}]$ и $[K_{lg N_f}]$ – допускаемые экспериментальный и расчетный запасы; $n_{lg N_s}$ – коэффициент вариации логарифма экспериментальной циклической долговечности; κ_{N_s} – односторонний толерантный коэффициент, соответствующий вероятности образования усталостных повреждений, доверительной вероятности прогноза и объему выборки, на основании которой определен коэффициент $n_{lg N_s}$; $\bar{a}_{lg N_{s/f}}$ – среднее значение отношений логарифмов экспериментальных долговечностей к их расчетным величинам.

Анализ рассеяния долговечностей ряда рассмотренных конструкций показал, что коэффициенты вариации в выборках дисков из титановых и никелевых сплавов находятся в следующих пределах: $n_{lg N_s} = 2,2 \div 9,0\%$. Если принять условно $[K_{lg N}^{cm}] = 1,0$, $\kappa_{N_s} = 3,0$, $n_{lg N_s} = 5,0\%$, $\bar{a}_{lg N_{s/f}} = 1,0$, то допускаемые расчетный и экспериментальный запасы относительно логарифма назначенного циклического ресурса составят $[K_{lg N_f}] = [K_{lg N_s}] = 1,18$. Для объема испытанных и рассчитанных конструктивных типовых элементов дисков $z > 50$ такая величина запаса соответствует вероятности образования усталостных повреждений $P = 0,005$, доверительной вероятности $g = 0,9$, и гарантирует практически достоверное отсутствие трещин в дисках, относительная циклическая долговечность которых меньше чем $(\lg N_s)_{\min}$.

Допускаемые расчетные и экспериментальные запасы $[K_{N_f}]$ и $[K_{N_s}]$, которые соответствуют этой величине статистического запаса, зависят, кроме того, от назначенных ресурсов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЯМОГО И ОБРАТНОГО ТЕРМОУПРУГОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ОДНОСТУПЕНЧАТОМ И ДВУХСТУПЕНЧАТОМ НАГРУЖЕНИИ

Мовчан А. А., Казарина С. А.

Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия

Movchan47@mail.ru

Известны следующие варианты определяющих соотношений для фазовых деформаций ε_{ij}^{ph} при прямом мартенситном превращении в сплавах с памятью формы (СПФ)

$$de_{ij}^{ph} = \frac{c_0 s_{ij}'}{s_i} dq, \quad (1)$$

$$de_{ij}^{ph} = (c_0 s_{ij}' + a_0 e_{ij}^{ph}) dq, \quad (2)$$

$$de_{ij}^{ph} = c_0 s_{ij}' dq. \quad (3)$$

Здесь s_{ij}' , s_i – девиатор и интенсивность напряжений, q – объемная доля мартенситной фазы, c_0, a_0 – постоянные. Целью проведения описываемых экспериментов был выбор наиболее адекватного из соотношений (1), (2) или (3). Следуя (1), макроскопическая фазовая деформация, накапливаемая при полном прямом превращении под действием постоянного напряжения, не зависит от величины этого напряжения, а в рамках соотношений (2) и (3) пропорциональна величине напряжения. Результаты, даваемые для деформации полного прямого превращения под действием постоянного напряжения соотношениями (2) и (3), неразличимы в том смысле, что для любого набора постоянных c_0 и a_0 уравнения (2) можно подобрать такое значение постоянной c_0 уравнения (3), что оба эти соотношения будут давать одинаковые значения для фазовых деформаций при одинаковых значениях напряжений. Простейшим процессом, для которого соотношения (2) и (3) дают различные результаты, является прямое превращение под действием двухступенчатой нагрузки, когда на первом этапе прямого превращения действует напряжение σ_1 , а на втором – σ_2 . Установлено, что в рамках соотношения (2) справедлив закон линейного суммирования вида

$$\frac{e_{\max} - e_*}{e_2} + \frac{e_*}{e_1} = 1 + \frac{e_*(e_1 - e_{\max})}{e_1 e_2} (\exp(a_0) - 1), \quad (4)$$

где $e_{\max}, e_*, e_1, e_2$ деформации, достигнутые в конце двухэтапного процесса и в точке перехода с первого этапа на второй, а также накапливаемые в одноэтапных процессах прямого превращения под действием постоянных напряжений σ_1 и σ_2 , соответственно. В рамках соотношения (3) правая часть (4) получается равной единице. Результаты экспериментов по прямому превращению под действием одноступенчатой и двухступенчатой нагрузки, проведенные на образцах из никелида титана, свидетельствуют о том, что правая часть (4) близка к единице, причем систематических отклонений от единицы не обнаруживается. Деформации, накопленные при полном прямом превращении под действием не слишком высоких постоянных напряжений, пропорциональны этим напряжениям. Все эти данные свидетельствуют об адекватности соотношений (2). Обнаружено явление предмартенситного сжатия образцов, охлаждаемых под действием растягивающей нагрузки.

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

АНАЛИЗ НЕОБХОДИМОСТИ НАЛИЧИЯ И ВОЗМОЖНОЙ СТРУКТУРЫ НЕАДДИТИВНЫХ ДОБАВОК К ПОТЕНЦИАЛУ ГИББСА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Мовчан А. А., Мишустин И. В.

Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия

Movchan47@mail.ru

Известные термодинамические модели поведения сплавов с памятью (СПФ) опираются обычно на две группы гипотез. Следуя первой, постулируется то или иное выражение для скорости диссипации, которая чаще всего принимается пропорциональной скорости изменения параметра фазового состава. Авторы работы отказываются от этой гипотезы, как принципиально не проверяемой экспериментальным путем. Вторая определяет структуру термодинамического потенциала, который предполагается состоящим из аддитивной и неаддитивной частей. Аддитивная часть равна сумме потенциалов мартенсита и аустенита с коэффициентами, равными их объемным долям. При этом не указывается, как правило, какой из различных мартенситов (хаотический, ориентированный или какой либо из промежуточных) принимается за второе базовое состояние. Функциональная форма для неаддитивной части потенциала («энергии взаимодействия фаз», «энергии смешивания», «упругая энергия несовместности деформаций различных фаз» и т.д.) либо задается априори, либо выводится на основании результатов работ Дж. Эшелби, где определено поле напряжений и энергия взаимодействия единичного включения, обладающего собственной деформацией и отличными от окружающей матрицы упругими модулями.

В работе показано, что известные выражения для неаддитивной части потенциала СПФ справедливы лишь тогда, когда в качестве второго базового состояния выбирается полностью ориентированный мартенсит. Показано, что в случае, если за второе базовое состояние принять полностью хаотический мартенсит, то исходя из подхода Дж. Эшелби, можно получить выражение для неаддитивной части потенциала Гиббса СПФ в виде

$$y_{12} = f_1(q) + f_2(e_{ij}^{ph}), \quad f_1(q) = -Aq(1-q), \quad f_2(e_{ij}^{ph}) = -L_{ijkl}e_{ij}^{ph}e_{kl}^{ph},$$

где q, e_{ij}^{ph} – объемная доля мартенситной фазы и тензор макроскопической фазовой деформации, A – положительная постоянная, L_{ijkl} – положительно определенная квадратичная форма.

Рассмотрен вопрос о том, для описания каких макроскопических свойств и явлений, характерных для СПФ необходимо введение в термодинамический потенциал неаддитивных добавок типа f_1 или f_2 . Установлено, что для СПФ с широким гистерезисом (точнее для таких сплавов, у которых ширина температурного гистерезиса больше, чем температурный интервал осуществления фазового перехода) диссипативное неравенство не нарушается в случае, если $f_1(q) = 0$. Таким образом использование неаддитивной части потенциала, зависящей от параметра фазового состава необходимо для описания поведения СПФ с узким гистерезисом. Построен вариант определяющих соотношений такого типа.

Установлено, что без неаддитивной части потенциала типа $f_2(e_{ij}^{ph})$ не удастся описать явление ориентированного превращения. Построен вариант термодинамической модели поведения СПФ, описывающий это явление. В рамках разработанных моделей получены связанные уравнения для притока тепла и теплопроводности. Приведены результаты их решений.

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

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ АТОМНО-ОСТРОЙ ТРЕЩИНЫ В НИКЕЛЕ И АЛЮМИНИИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ ПОСЛЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

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

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

В данной работе методом молекулярной динамики проведено моделирование эволюции кристаллов с гранецентрированной кубической решеткой (на примере никеля и алюминия), 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. Трещина моделировалась путем удаления части атомов из двух соседних центральных плоскостей на глубину 10 атомных слоев.

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 $[010]$. Относительная деформация составляла $\epsilon = 5\%, 10\%, 15\%$ и 20% .

Выявлено, что в необлученных образцах характер распространения трещины, как в никеле, так и в алюминии, вязкий. Исходная трещина расположена в плоскости (010) . При растяжении на 15% в никеле трещина начинает распространяться в плоскости (111) , которая является плоскостью легкого скольжения для ГЦК кристаллов. Анализ функции радиального распределения атомов показывает, что после ионной имплантации кристаллит сохраняет ГЦК решетку, фазовых переходов не наблюдается.

Проведен сравнительный анализ развития атомно-острой трещины в металлах с различным типом кристаллической решетки (ОЦК, ГЦК, ГПУ) при одноосном растяжении до и после ионной имплантации. Показано, что чистые (без примеси) металлы при одноосном растяжении после ионной имплантации не охрупчиваются, характер распространения микротрещины вязкий. В алюминии трещина залечивается практически полностью, а в никеле – частично, что приводит к увеличению прочности кристаллита, наблюдаемой для облученных образцов. Выявлено различие в атомных механизмах распространения микротрещин в металлах с различным типом кристаллической решетки.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПЛОТНОСТИ ИОННОГО ТОКА

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

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

Проведено сравнительное исследование влияния плотности тока ионов кремния и аргона на изменение механических свойств титанового сплава ОТ4.

Облучение образцов (Ti–3,4Al–Mn) проводили на ионно-лучевой установке типа ИЛУ (РНЦ «Курчатовский институт», Москва) в вакууме не хуже 10^{-3} Па. 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 [1]. Параметры облучения ионами кремния и аргона: $E = 40$ кэВ, $D = 10^{17}$ ион/см² в диапазоне плотностей ионного тока 10 - 50 мкА/см².

Микротвердость облученных образцов увеличивается на 20–60% по сравнению с исходным значением. Максимальное увеличение микротвердости (нагрузка на индентор 20 г) достигается при облучении с плотностью ионного тока 10 мкА/см² как аргоном так, и кремнием. Усталостные испытания показали, что образцы, облученные ионами Si⁺ и Ar⁺, выдержали большее количество циклов до разрушения по сравнению с необлученными. Зарождение магистральной трещины образцов облученных как кремнием, так и аргоном начинается под поверхностью на глубине 10 – 30 мкм.

Исследование поверхностных слоев методом РФЭС образцов, облученных ионами кремния, показали, что с увеличением плотности ионного тока снижается интенсивность пика, соответствующего окисленному состоянию титана (Ti_{2p}) и кремния (Si_{2p}), и растет интенсивность пика от чистых элементов и их соединения. Кроме того, с увеличением плотности ионного тока уменьшается толщина окисленного слоя.

Таким образом, изменение состава и структуры поверхностных слоев при ионной имплантации приводит к изменению механизма зарождения и развития трещины, что, в свою очередь, увеличивает усталостную прочность.

1. Самсонов Г.В., Веницкий И.М. Тугоплавкие соединения (справочник). М.: Металлургия, 1976, 560 с.

ВЯЗКОЕ ТЕЧЕНИЕ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Хоник В. А.

*Воронежский государственный педагогический университет
khonik@vspu.ac.ru*

Металлические стекла (МС) являются сильно неравновесными структурами, что определяет наличие процессов самопроизвольной необратимой структурной релаксации, приводящих к уменьшению энергии Гиббса и изменению всех физических свойств МС. Необратимая структурная релаксация в отсутствие внешней нагрузки приводит к изотропному сжатию МС, а в поле внешнего напряжения становится направленной, оп-

ределяя накопление вязкоупругой деформации в соответствии с величиной и ориентацией внешней нагрузки. Если скорость необратимой структурной релаксации достаточно велика, возникает целый класс вязкоупругих явлений. Эти явления и являются предметом рассмотрения.

Показано, что скорость необратимой структурной релаксации определяется предварительной термообработкой МС. В случае свежезакаленных МС эта скорость мала при температурах $T < 400$ К. В области $T \approx 400$ К происходит резкое увеличение этой скорости до максимально возможной, определяемой энергетическим спектром соответствующих необратимых атомных перестроек. Поэтому вблизи $T \approx 400$ К при наличии внешнего напряжения начинается накопление вязкоупругой деформации. Эта деформация проявляется в явлениях ползучести, релаксации напряжений и вязкоупругого внутреннего трения, подробно рассмотренных в докладе. Планируется представление подробной экспериментальной информации об этих явлениях для случая ленточных и массивных МС, а также рассмотрение способов описания кинетики накопления вязкоупругой деформации.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА СДВИГОВУЮ ВЯЗКОСТЬ МАССИВНЫХ И ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$

Ляхов С. А.¹⁾, Чах К.²⁾, Хоник В. А.¹⁾

¹⁾ Воронежский государственный педагогический университет

²⁾ Институт экспериментальной физики, Кошице, Словакия

khonik@vspsu.ac.ru

Представлены результаты изучения влияния скорости нагрева (в диапазоне 0,3 – 10 К/мин) на сдвиговую вязкость (в интервале от 350 К до $T_g + 30$ К, где T_g – температура стеклования) металлического стекла $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ в массивном (скорость закалки $\sim 10^2$ К/с) и ленточном (скорость закалки $\sim 10^6$ К/с) состояниях.

Установлены следующие закономерности:

1. В результате нагрева от 350 К до $T_g + 30$ К сдвиговая вязкость снижается на шесть-семь порядков, от $\sim 10^{15}$ - 10^{14} до $\sim 10^8$ Па·с, в зависимости от скорости нагрева.

2. При $T < T_g$ сдвиговая вязкость h снижается с ростом скорости нагрева $\dot{T}$, причем для данной температуры $\frac{d \ln h}{d \ln \dot{T}} \approx -1$. Предложена интерпретация этой закономерности.

3. Выше T_g сдвиговая вязкость не зависит от скорости нагрева и хорошо соответствует литературным данным по квазиравновесной вязкости стекол того же химического состава.

4. И выше и ниже T_g сдвиговая вязкость массивных и ленточных образцов примерно одинакова, несмотря на разницу в четыре порядка в скоростях закалки, реализуемых при изготовлении образцов. При этом плотность ленточных образцов ниже примерно на 0,5 %. Эти факты прямо свидетельствуют о том, что избыточный свободный объем, вмораживаемый при закалке, не является причиной вязкого течения ниже температуры стеклования.

УСТОЙЧИВОСТЬ КРУГЛОЙ ПЛАСТИНЫ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНОМ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

Сильченко Л. Г.

*Институт прикладной механики РАН, г. Москва, Россия,
sileger@mail.ru*

В различных постановках получены аналитические и численные решения задачи об осесимметричной потере устойчивости сплошной круглой пластины из сплава с памятью формы (СПФ), претерпевающей обратное мартенситное превращение под действием постоянной радиальной равномерно-сжимающей поверхностной нагрузки, приложенной к единственной кромке пластины. Предварительно пластина была переведена в полностью мартенситное состояние под действием другой равномерной постоянной сжимающей (растягивающей) нагрузки.

При решении использовался вариант определяющих соотношений на основе дифференциальной зависимости для внутренней переменной состояния — объёмной доли мартенситной фазы q , в случае постоянных напряжений во многом напоминающий вариант, предложенный в [1] и обладающий всеми его достоинствами. Он хорошо согласуется с имеющимися экспериментальными данными и удовлетворяет ограничениям, налагаемым термодинамикой [2].

Показано, что наиболее опасные критические нагрузки получаются в рамках концепции «продолжающегося нагружения», наименее опасные — «фиксированного фазового состава», к промежуточным результатам приводит концепция «неполного фазового превращения». Это является обычным для задач о потере устойчивости элементов из СПФ, вызванной термоупругими фазовыми превращениями.

Получены решения как на основе упрощённого подхода, когда поперечный размер зоны дополнительного фазового превращения, связанного с выпучиванием, полагается неизменным, так и без такового. Особый интерес вызывает решение для защемлённой пластины в рамках концепции «неполного фазового превращения», когда при выпучивании отсутствуют какие-либо вариации нагрузки, а поперечный размер зоны дополнительного фазового превращения неизменен. Для свободно опертой пластины такое решение возможно лишь в рамках переменной зоны дополнительного фазового превращения.

Найдена зависимость предельных нагрузок потери устойчивости при обратном превращении от знака и величины предварительной фазовой деформации, накопленной в ходе предшествующего процесса прямого мартенситного превращения. Установлено, что критические нагрузки резко убывают с ростом величины этой деформации и почти не зависят от ее знака.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, грант № 05–01–00841.

1. Мовчан А.А., Сильченко Л.Г. Аналитическое решение связной задачи об устойчивости пластины из сплава с памятью формы при обратном мартенситном превращении // Изв. РАН. МТТ. 2004. № 5. С. 164–178.
2. Мовчан А.А., Ньюнт Со, Казарина С.А. Термодинамическое описание механического поведения сплавов с памятью формы с помощью аддитивного потенциала Гиббса // Тр. 43-го семинара «Актуальные проблемы прочности». Витебск, 27 сентября – 1 октября 2004. С. 359–364.

ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВИНТОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ДЛЯ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ГЦК МЕТАЛЛОВ

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

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
v.tkachenko@mail.ru

Исследования проводились на меди М1, медном композите $\text{Cu}+\text{Cu}_2\text{O}$ и алюминиевом сплаве АК5М2 в исходном отожженном состоянии и после деформации методом винтового прессования (ВП). Контроль осуществляли методами измерения плотности, микротвердости, рентгеноструктурного анализа, оптической и электронной микроскопии на фольгах и углеродных репликах. Исследование физико-механических свойств осуществлялось на установке 2167р-50 с компьютерной регистрацией кривых напряжение – деформация и фиксированием изменений структуры поверхности цифровой камерой.

Проведенные исследования показали, что основные изменения структуры и свойств происходят при первом цикле ВП. На этом этапе деформации происходит общее измельчение зерен примерно на 40 %; при этом наблюдается резкое увеличение микротвердости на 50 %. Увеличение степени накопленной деформации приводит к дальнейшей трансформации структуры и формированию субмикрокристаллических зерен размером 0.3 μm с большеугловой разориентировкой. При этом значения микротвердости изменяются незначительно.

Обработка винтовым прессованием приводит к уменьшению плотности материала, что, вероятно, связано с формированием пор во время деформации.

Рентгенограммы образцов, подвергнутых ВП характеризуются существенным уширением рентгеновских пиков, что обусловлено как малым размером кристаллитов, так и упругими микроискажениями кристаллической решетки. О наличии микроискажений свидетельствует и уменьшение параметра решетки на 0,036%.

В материале, подвергнутом ВП, наблюдается увеличение предела текучести $\sigma_{0,2}$ в несколько раз. На кривых напряжение – деформация наблюдается уменьшение угла наклона упруго-пластического участка к оси деформации, что свидетельствует о меньшем деформационном упрочнении.

При прокатке субмикрокристаллических материалов наблюдается увеличение микротвердости и нестандартное для прокатки изменение структуры. Анализ структуры в разных сечениях говорит о том, что при ВП формируются зерна эллипсоидальной формы, повернутые к оси ВП под углом примерно 45°. При прокатке вдоль направления оси ВП происходит преобразование вытянутых зерен в равноосные в сечении, параллельном оси прокатки, а в перпендикулярном сечении наблюдается изменение равноосных зерен в вытянутые. Такое соотношение вытянутых и равноосных зерен не является стандартным, поскольку обычно при прокатке, в сечении, параллельном оси деформации, формируется структура с вытянутыми и ориентированными вдоль оси зернами. Такое нетипичное изменение структуры при одноосной деформации субмикрокристаллического материала может объясняться тем, что под действием приложенных внешних напряжений при прокатке, уже при относительно низких температурах работают механизмы зернограничного скольжения, что приводит к отсутствию анизотропии структуры и свойств вдоль оси прокатки и формирует структуру с характерным расположением зерен под углом 35-55° к оси прокатки.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УРОВЕНЬ МЕХАНИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ

Мешков Ю. Я., Котречко С. А., Стеценко Н. Н., Шевченко С. В., Кучер А. В.

*Институт металлофизики Национальной Академии Наук Украины,
Киев-142, Украина
nnst@imp.kiev.ua*

Разработана физическая модель механической стабильности конструкционных сталей, основанная на анализе элементарных актов инициирования хрупкого разрушения стали, связанных с образованием и потерей устойчивости зародышевых трещин. Степень устойчивости зародышевых трещин определяет меру механической стабильности сталей под нагрузкой. Макроскопической мерой механической стабильности стали является параметр механической стабильности, характеризующий степень превышения величины растягивающих напряжений над уровнем предела текучести, которую может выдержать металл без опасности внезапного (хрупкого) разрушения. Для прогнозирования предельного состояния конструкционной стали предложены новые механические характеристики: (i) коэффициент механической стабильности K_{ms} , характеризующий исходный уровень силовой стабильности стали, который определяется в лабораторных условиях при одноосном растяжении, и (ii) параметр механической стабильности стали при ее нагружении в конструкции в условиях концентрации напряжений и деформаций P_{ms} . Установлено, что исходный уровень механической стабильности конструкционной стали определяется тремя основными механическими характеристиками: уровнем хрупкой прочности R_{MC} , величиной предела текучести s_{02} и значением показателя деформационного упрочнения n . Построены обобщенные зависимости влияния пластической деформации на хрупкую прочность R_{MC} для сталей различных классов прочности и, как следствие, на параметр механической стабильности P_{ms} . Получены значения показателя деформационного упрочнения, обеспечивающие безопасный уровень механической стабильности для различных классов сталей. Проанализирована анизотропия параметра механической стабильности, возникающая после предварительной пластической деформации и связанная с формированием текстуры. Показано, что эта анизотропия не эквивалентна анизотропии хрупкой прочности, установленной авторами ранее [1], а зависит от анизотропии механических характеристик, определяющих механическую стабильность конструкционных сталей. Последнее означает, что параметр механической стабильности является более универсальным по сравнению с другими механическими характеристиками.

1. S. Kotrechko, N. Stetsenko, S. Shevchenko. Effect of texture smearing on the anisotropy of cleavage-stress of metals and alloys // Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2004, 42, p. 89-98.

ЭФФЕКТ САВАРА–МАССОНА В СПЛАВАХ Al–Mg КАК ЯВЛЕНИЕ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ НОРМАЛЬНОЙ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ МОД ДЕФОРМАЦИИ

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Скворцов В. В., Кольцов Р. Ю.

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

Большинство экспериментальных и теоретических работ по скачкообразной деформации металлов посвящено эффекту Портевена Ле-Шателье, т.е. появлению скачков нагрузки в условиях деформирования в жестких испытательных машинах, когда задан закон деформирования $e = e(t)$, а измеряемой функцией отклика является напряжение $s(t)$. Другим направлением исследования неустойчивого пластического течения является изучение скачков деформации в мягких машинах, когда задан закон нагружения $s = s(t)$, а измеряемой функцией отклика является собственно деформация $e(t)$. Явлению возникновения скачков на кривых нагружения в мягких машинах – эффекту Савара-Массона – посвящено небольшое количество работ, в основном, на сплавах алюминия с магнием или медью [1]. В настоящей работе исследовали эффект Савара-Массона в промышленных сплавах АМг2, АМг3, АМг5 и АМг6, деформируемых в мягкой машине с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\epsilon}_0 = const$. Обнаружено, что кривые нагружения этих сплавов имеют ступенчатый вид и содержат 10-15 ступеней (скачков пластической деформации) амплитудой от ~1% до ~10%. С помощью микроструктурных исследований установлено, что на фронте скачков деформации доминирующей модой деформации является ротационная, связанная с самосогласованным поворотом зерен, а на плато – внутрезеренное дислокационное скольжение (ДС). Анализ кривых нагружения показывает, что на плато коэффициент скоростной чувствительности m находится в пределах от 0.18 до 0.22, а на фронте макроскопических скачков $m = 0.5$, что, в сочетании с ранее установленной нами делокализацией пластической деформации за счет расширения деформационных полос [2], является основным признаком сверхпластичности (СП).

С синергетической точки зрения в ходе скачкообразной деформации сплавов Al–Mg спонтанно происходят неравновесные (кинетические) фазовые переходы между нормальной и сверхпластической модой деформации, т.е. ДС и СП модами. Эти переходы можно квалифицировать как кинетические переходы первого рода, так как они: а) сопровождаются скачком скорости процесса (пластического течения); б) связаны с эволюцией фронта разделения, т.е. «фазовой границы» между двумя модами деформации. Кроме того, важно отметить, что они осуществляют переход процесса пластической деформации с мезо- на макроуровень, реализуя таким образом «иерархическое взаимодействие» соседних масштабных уровней пластического течения. При достижении скорости деформации критического значения $\dot{\epsilon}_{cr}$ спонтанно происходит переход ДС-СП, сопровождаемый скачком пластической деформации. Отметим также, что сплавы АМг5 и АМг6 демонстрируют квазистационарную сверхпластическую деформацию при температурах выше 450 °С, которая также содержит скачкообразную составляющую, со средней амплитудой около 0.5%.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143).

1. McReynolds A.W. // Metals transactions. 1949. № 1. P. 32–45.
2. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А. и др. // Известия РАН. 2005. (в печати)

НЕУСТОЙЧИВАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА АМг6

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

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

Холоднокатанные образцы промышленного сплава АМг6 (Mg–6.06%, Mn–0.65%, Fe–0.27%, Si–0.13%, Ti–0.038%, Cu–0.03%; исходный средний размер зерна $\bar{d} = 10$ мкм) подвергались одноосному растяжению в температурном интервале 700–850 К в мягкой деформационной машине с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_0 = 10$ кПа/с. Деформацию $e(t)$ записывали с помощью видеофильмирования перемещения среза подвижного захвата машины с точностью до 5 мкм и временным разрешением 40 мс. Обнаружено, что в указанном температурном интервале относительное удлинение при разрыве δ_p возрастает от 180 до 400% (для сравнения, при $T = 300$ К $\delta_p = 35$ –40%), а кривая нагружения состоит из непрерывной и нерегулярной (скачкообразной) составляющих. Средняя амплитуда скачков не превышает 0.5%, максимальная – 1.5%, а длительность переднего фронта скачков находится в пределах от 0.04 до 0.3 с. Для характеристики неустойчивой составляющей сверхпластической деформации (СП) использовали обобщенную координату $x(t) = e(t) - \bar{e}(t)$, где $\bar{e}(t)$ – гладкая (без скачков) гипотетическая кривая нагружения, которая рассчитывалась из условия, что среднее по времени нагружения значение $\bar{x} = 0$. Дифференцируя по времени координату $x(t)$, строились фазовые портреты неустойчивой СП в пространстве « $x - \dot{x}$ ». Начало координат в этом пространстве, т.е. точка $x = 0, \dot{x} = 0$, соответствует однородному деформационному состоянию, т.е. без скачков, а любая фазовая траектория, не проходящая через начало координат, является количественной характеристикой нестационарной СП. Установлено, что фазовые портреты неустойчивой СП сплава АМг6 являются портретами хаотического осциллятора типа неустойчивого фокуса, т.е. имеют вид раскручивающихся спиралей, начинающихся в начале координат (стационарное состояние) и заканчивающихся «катастрофой» – разрывом образца. Показано, что образец в состоянии СП можно моделировать нелинейным хаотическим осциллятором, так как под действием линейно возрастающей внешней силы спонтанно возбуждаются хаотические автоколебания с раскачкой до «катастрофы». Выявлена фликкер-шумовая структура спектра мощности нестационарной составляющей СП, что свидетельствует о наличии дальнедействующих временных корреляций скачков пластической деформации. Таким образом, экспериментально установлено, что сверхпластическая деформация сплава АМг6 протекает квазистационарно на частотах ниже ~1 Гц и нестационарно на более высоких частотах, по крайней мере, в интервале от 3 до 25 Гц. Обсуждается возможная взаимосвязь скачков СП с динамикой деформационных полос.

Авторы благодарны М.М. Мышляеву за полезное обсуждение результатов работы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143).

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ IN SITU МОНИТОРИНГ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

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

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

Обнаружено, что скачкообразная пластическая деформация образца сплава Al–Mg, запитанного постоянным электрическим напряжением, сопровождается генерированием последовательности дискретных импульсов электромагнитной эмиссии (ЭМЭ) вблизи поверхности, отвечающих скачкам деформации. Разработан алгоритм восстановления ступенчатой кривой нагружения по электрическому сигналу. Установлено, что первообразная электрического сигнала хорошо коррелирует со скачкообразной составляющей пластической деформации [1].

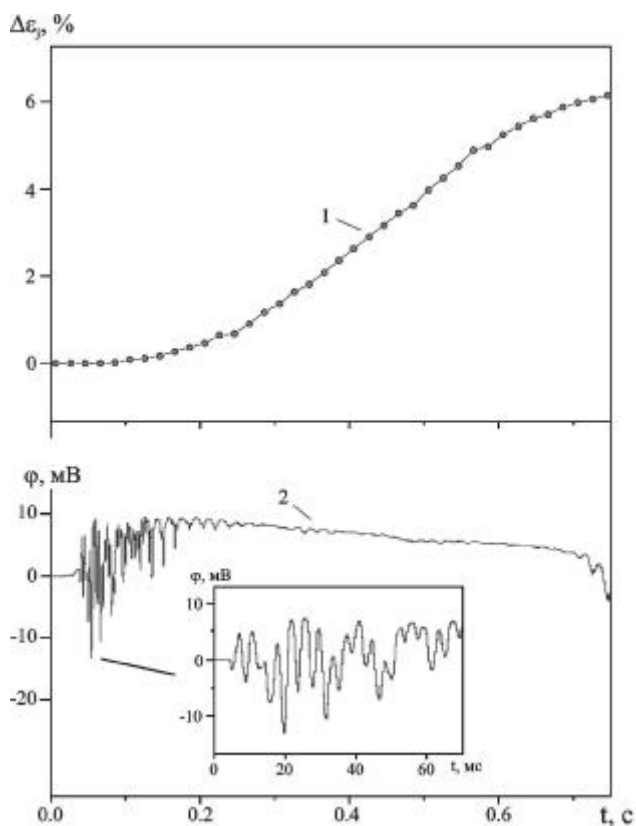


Рис. 1. Скачок деформации (1) и соответствующий сигнал ЭМЭ (2) в сплаве АМгЗ.

но, что сигналы ЭМЭ позволяют бесконтактно контролировать и предсказывать макроскопические скачки деформации образца, являясь их электромагнитными предвестниками.

Синхронное видеофильмирование распространения деформационных полос и измерение сигнала ЭМЭ показывает, что начальная стадия развития крупного (амплитудой более ~5%) скачка деформации сопровождается генерированием пачки «высокочастотных», в полосе ~0.1–1 кГц, импульсов ЭМЭ, отвечающих начальным фазам расширения деформационных полос. На последующей стадии, связанной с эволюцией преимущественно широких, шириной от 3 до 10 мм, полос деформации, сигнал ЭМЭ приобретает монотонный характер и содержит, соответственно, более низкие частоты (~1–10 Гц) (Рис. 1).

Таким образом, обнаружено, что сигналы электромагнитной эмиссии, сопровождающие скачки деформации сплавов Al–Mg, точно фиксируют начальную фазу зарождения и распространения полос деформации, а также некоторые другие тонкие детали их кинетики, например, момент отражения полосы, «контактное» взаимодействие фронтов встречных полос и т.д. Показано, что сигналы ЭМЭ позволяют бесконтактно контролировать и предсказывать макроскопические скачки деформации образца, являясь их электромагнитными предвестниками.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143).

1. Шибков А.А., Лебедин М.А., Желтов М.А. // Заводская лаборатория. 2005 (в печати).

ELASTIC AND ANELASTIC PROPERTIES OF C/Mg–2wt.%Si COMPOSITE DURING THERMAL CYCLING

Sapozhnikov K.¹⁾, Golyandin S.¹⁾, Kustov S.^{1,2)}, Schaller R.³⁾

¹⁾ *A.F.Ioffe Physical-Technical Institute, St.Petersburg, Russia*

²⁾ *Dept. de Física, Universitat de les Illes Balears, Palma de Mallorca, Spain*

³⁾ *IPMC, École Polytechnique Fédérale de Lausanne, Lausanne, Switzerland*

k.sapozhnikov@mail.ioffe.ru

Magnesium-based composites are of considerable interest as construction materials because of a compromise between low density, good mechanical properties and high damping capacity. Thermal expansion mismatch between matrix and reinforcement in composites gives rise, during thermal cycling, to high internal stresses, which are partially relaxed due to generation and motion of dislocations in matrix. On the one hand, these processes contribute to damping capacity of the material and on the other hand they can result in thermal fatigue. Acoustic techniques are successfully employed to follow evolution of the defect microstructure in composites during thermal cycling.

The C/Mg–2wt.%Si composite (Mg–2wt.%Si alloy matrix reinforced by long unidirectional carbon fibers with volume fraction of about 30%) was obtained by low-pressure infiltration. Elastic and anelastic properties of the composite (Young's modulus, amplitude-independent internal friction, amplitude-dependent internal friction and Young's modulus defect) have been studied during thermal cycling in the range of 100 – 360 K by means of the piezoelectric resonant composite oscillator technique using longitudinal oscillations at frequencies of about 100 kHz.

It has been shown that, during thermal cycling, the matrix undergoes microplastic straining accompanied by dynamic strain ageing with intensity depending on temperature. Three recovery stages of the amplitude-dependent anelasticity, attributed to pinning of fresh dislocations by point defects of different kinds, have been found on heating. Temperature hysteresis and irreversible changes of the effective Young's modulus, registered during thermal cycling, could be associated with temperature hysteresis of the internal stress and thermal evolution of the defect microstructure. Two stages of the strain amplitude dependence of the anelasticity have been observed over the entire temperature range under study. They are attributed to dislocation motion inside and beyond extended point defect atmospheres.

The work is supported by the Division of Physical Sciences of Russian Academy of Sciences through the research program "Coherent acoustic fields and signals".

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ НОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА

Палистрант Н. А., Рахвалов С. А., Робу С. В.

Институт прикладной физики Академии наук Молдовы, Кишинев, Молдова
natpal@phys.asm.md

Новые композиты на основе 4-аминостирола (стирол: бутилметакрилат: аминостирол (ST:BMA:AST)), полученные нами методом радикальной полимеризации, могут использоваться в качестве сред для тиражирования и хранения голографической информации (голографических копий). Исследовалось влияние процентного содержания наполнителя ((40:50:10, mol.%); (20:50:30, mol.%)), толщины пленок, химических добавок (в частности, CHI_3), на механические свойства композитов, а также изучались температурные зависимости микротвердости, форма и структура отпечатков в широком интервале нагрузок и температур деформирования. Предложен метод определения температуры стеклования.

Показано, что процентное содержание наполнителя оказывает существенное влияние на микротвердость (Н) (рис. 1). При комнатной температуре значения Н существенно различаются и только при 50° С практически совпадают.

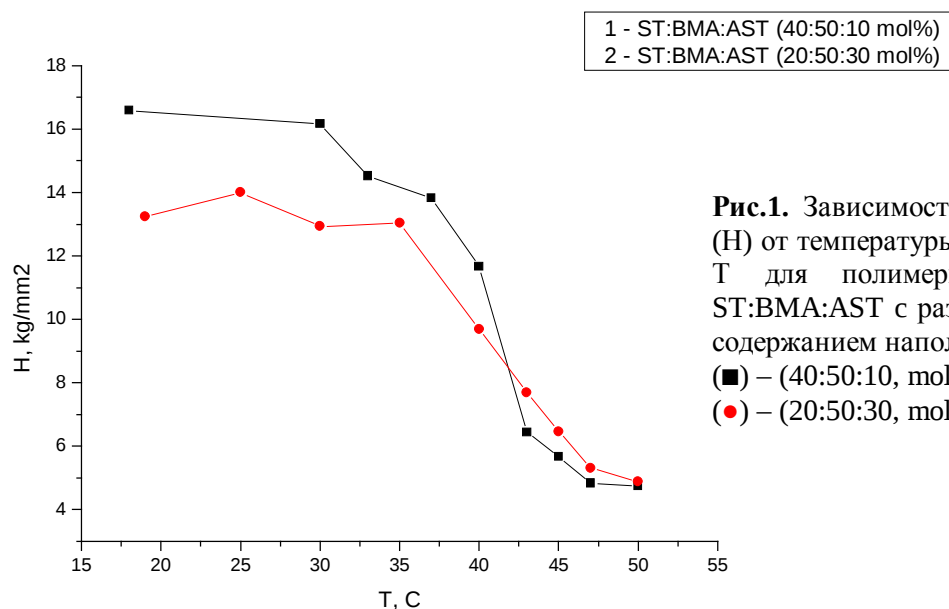


Рис.1. Зависимость микротвердости (Н) от температуры деформирования Т для полимерных композитов ST:BMA:AST с разным процентным содержанием наполнителей:
(■) – (40:50:10, mol.%);
(●) – (20:50:30, mol.%)

Также установлено, что введение CHI_3 приводит к разупрочнению полимерного материала и к существенному изменению структуры отпечатка. Исследования влияния толщины образца на микротвердость показали, что значения Н для образца с меньшей толщиной несколько выше, чем с большей. Этот результат хорошо согласуется с результатами, полученными для гибридных соединений [1]. Предложен возможный механизм деформирования.

1. Perrin F.X., Vannhan Nguyen, Vernet J.L. Polymer 43 (2002), pp. 6159-6167.

АНОМАЛИИ ОТРАЖЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН В ДИСПЕРСИОННОЙ ДИССИПАТИВНОЙ СРЕДЕ

Козак А. Ф. , Костюк Д. А. , Кузавко Ю. А. , Николаюк Л. Н. , Шавров В. Г. *

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

kuzavko@newmail.ru

**Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, РФ*

Отражение непрерывных и импульсных акустических сигналов от границы раздела сред изучено достаточно подробно. Однако отражение акустической волны от среды, обладающей заметной дисперсией скорости и сильным поглощением звука в ней, в зависимости от воздействия внешних факторов (температуры, давления, поля) не рассматривалось и может оказаться интересным как в научном, так и в практическом плане. Здесь рассмотрено нормальное отражение продольной волны (LA) от плоской границы раздела твердотельного волновода 1 с дисперсионной диссипативной средой 2 (ДДС), в качестве которой может служить ферромагнитный сплав Гейслера $\text{Ni}_{2+x+y}\text{Mn}_{1-x}\text{Ga}_{1-y}$ с магнитоуправляемым эффектом памяти формы (ЭПФ). Это единственное соединение, имеющее при определенном своем стехиометрическом составе аустенит-мартенситный фазовый переход (МА ФП) в области комнатных температур и в котором надежно установлен ЭПФ по внешнему магнитному полю и температуре. Обратимые псевдоупругие деформации в нем составляют 6 %, что уже сейчас обусловило его практическое применение в позиционирующих устройствах, а также стимулирует множество разнообразных применений в перспективе. Вследствие этого комплексное изучение его механических свойств простыми акустическими средствами весьма ценно.

Волновое уравнение для LA в ДДС запишется следующим образом:

$$r_2 \frac{\partial^2 u_x}{\partial t^2} = c_2 t \frac{\partial u_{x,xx}}{\partial t} + b_2 t^{-n} u_{x,xx},$$

где u_x – упругое смещение, $t = (T - T_{\text{МА}}) / T_{\text{МА}}$, $T_{\text{МА}}$ – температура МА ФП, $n > 1$, c_2 – модуль упругости, r_2 – плотность, b_2 – параметр диссипативных потерь. Коэффициент отражения LA находится традиционно и имеет комплексный вид:

$$R_w = \frac{1 - \tilde{e}t}{1 + \tilde{e}t},$$

где $\tilde{e} = e_0(1 - ix)^{1/2}$, $e_0 = z_2 / z_1$, $x = x_0 t^{-(1+n)}$, $x_0 = w_0 / w$, z – акустический импеданс, $w_{c0} = r_2 S_{l2,0}^2 / b_2$ – некоторая эффективная частота, $S_{l2,0}$ – скорость звука (при $w = 0$).

Данное соотношение с использованием прямого и обратного преобразований Фурье в программной среде, позволяет проанализировать граничное преобразование любого вида импульсного сигнала. Сравнение принятого отраженного сигнала с излученным сигналом позволяет вычислить динамику параметров c_2 , b_2 и их производных при действии на ДДС внешних факторов. Данные теории качественно подтверждаются экспериментальными исследованиями LA на границе Al- $\text{Ni}_{2+x+y}\text{Mn}_{1-x}\text{Ga}_{1-y}$.

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (гранты Ф04Р-080 и 04-02-81058, 03-02-17443) и МО РФ (грант 05-550), Минобразования РФ 202.01.01.054 за финансовую поддержку выполненных исследований.

МЕХАНИЗМЫ СИЛЬНОЙ АКУСТИЧЕСКОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ И АНИЗОТРОПИИ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА

Коледов В. В., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. *

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

kuzavko@newmail.ru

*Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, РФ

Кристаллы сплава Гейслера $\text{Ni}_{2+x}\text{Mn}_{1-x}\text{Ga}_{1-y}$, в отличие от сплава NiTi , обладают эффектом памяти формы (ЭПФ) не только по температуре, но и по внешнему магнитному полю, что сулит их разнообразное практическое использование в перспективе и стимулирует исследование их физических свойств с целью выяснения путей их совершенствования. К настоящему времени существует лишь единственное препятствие к их массовому внедрению – необходимость использования высоких полей (≥ 80 кЭ) для реализации в них магнитоуправляемого ЭПФ. Ранее авторами было экспериментально показано снижение магнитоуправляющего поля до 78 кЭ в результате приложения к образцу Ni-Mn-Ga импульсов ультразвукового низкочастотного интенсивного воздействия. Выдвинута также гипотеза, что при приложении ультразвука в процессе приготовления сплава Гейслера из раствора-расплава в аргонной атмосфере и вследствие значительного уменьшения (на порядок и более) размеров дендритного зерна возможно существенное снижение управляющих полей до 20 кЭ, обеспечиваемых качественными постоянными редкоземельными магнитами.

В ферромагнитном кристалле Ni_2MnGa фазовому переходу (ФП) из кубической аустенитной фазы в тетрагональную мартенситную фазу предшествует предмартенситный (модулированный) ФП. Сами структурные ФП обусловлены упругим ангармонизмом; и в широкой области температур взаимодействие упругой и магнитной подсистем кристалла экстремально, и можно наблюдать чрезвычайно сильные магнитомеханические эффекты. Так, для Ni_2MnGa экспериментальные данные линейных акустических свойств приведены в таблице, откуда видно, что параметр акустической анизотропии A примерно на порядок превосходит $A = 4$, измеренное для легкоплоскостного антиферромагнетика – гематита $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ в области его ориентационного ФП и известного как сильно нелинейного акустического материала. Если модули упругости $C^{(2)}$ уменьшаются, то модули упругости $C^{(3)}$ и выше возрастают при подходе к точкам ФП. С последними связаны различные нелинейные акустические эффекты, например, генерация высших гармоник.

	10^{11} Па				10^3 м/с				A
	C_L	C_{44}	C'	C_{11}	C_{12}	v_L	v_{44}	v'	
$T = 300$ К	2.50	1.03	0.045	0.52	1.43	5.54	3.56	0.74	23
$T_{\text{ПМ}} = 260$ К	2.43	0.86	0.031	1.59	1.53	5.46	3.26	0.62	28
$T_M = 215$ К	2.48	0.98	0.067	1.61	1.48	6.53	3.47	0.91	15

На микроскопическом уровне механизм сильной акустической нелинейности и анизотропии, большей частью, связан с ростом электрон-фононного взаимодействия, эффективно проявляющегося при появлении нестингов поверхности Ферма, т.е. при совпадении волновых векторов фононов с квазиимпульсом электронов.

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (грант Ф04Р-080 и 04-02-81058, 03-02-17443) за финансовую поддержку выполненных исследований.

ПРЕОБРАЗОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН НА ГРАНИЦЕ КРИСТАЛЛОВ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА

Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. *

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

kuzavko@newmail.ru

**Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, РФ*

В последнее время большое внимание уделяется созданию и исследованию нового класса функциональных материалов, в которых возможно обратимое управление их формой и размерами с помощью магнитного поля. Высшие достижения в этом направлении достигнуты для ферромагнитного сплава Гейслера Ni_2MnGa . Этот уникальный сплав, а точнее, целое семейство сплавов $\text{Ni}_{2+x+y}\text{Mn}_{1-x}\text{Ga}_{1-y}$ нестехиометрического состава, позволило достигнуть управляемого магнитным полем изменения линейных размеров кристалла до 6 %, что соответствует теоретическому пределу деформации кристалла при превращении его из высокотемпературной кубической (аустенитной) фазы в низкотемпературную тетрагональную (мартенситную) фазу. В зависимости от стехиометрического состава температура мартенситного перехода T_m может находиться в области комнатных температур и ниже точки Кюри материала. Иногда мартенситному ФП предшествует предмартенситный (ПМ ФП), в области которого наблюдаются существенные особенности скорости и поглощения продольных и поперечных акустических волн. Особенно, сильно смягчается поперечная мода TA_2 в окрестности ПМ ФП с волновым вектором $\vec{k} = (x, x, 0)$ при $x = 0,33$ и вектором поляризации $\vec{e} = (1 \bar{1} 0)$. Так для нее скорость $s_{t2} = \sqrt{C'/2\rho}$ изменяется от 740 м/с ($T = 300$ К) до 614 м/с ($T_{\text{пм}} = 255$ К) и 903 м/с ($T_m = 215$ К) при частоте $f = 3,7$ МГц, где $C' = (C_{11} - C_{12})/2$ – упругий модуль, ответственный за ее распространение и обращающийся теоретически в ноль при $x = 0,33$ в точке ФП. Таким образом акустическая анизотропия кристалла $A = C_{44}/C'$ достигает значения $A = 28$ при ПМ ФП. Обычно в кристалле Ni_2MnGa происходит структурный ФП, а затем при понижении температуры и в поле $\vec{H} \parallel [001]$ может быть реализован ориентационный ФП.

Указанное обстоятельство стимулировало предпринятое здесь исследование отражения LA и TA при их наклоне падения в плоскости (100) от свободной поверхности кристалла (110), а также от границы его с жидкостью и диэлектриком. Определены направления распространения и амплитуды отраженных волн в плоскости (001) кристалла, не являющихся чистыми модами, а приобретающим характер существенно квазипродольных и квазипоперечных колебаний. Показана, в силу колоссальной акустической анизотропии кристалла в широкой области его фазовых превращений, возможность эффективного управления с помощью температуры и магнитного поля углами отражения и преобразования типов волн. Начиная с некоторого критического угла падения TA, возникшая при отражении LA приобретает характер сопутствующего поверхностного колебания, а при большей степени близости к точке ФП может начать излучаться в объем. Исходя из данных Тривисонно проведены оценки указанных эффектов. В работе выполнен также анализ отражения LA и TA_2 от границы Ni_2MnGa с жидкостью (диэлектриком), показавший более сложное их поведение.

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (грант Ф04Р-080 и 04-02-81058, 03-02-17443) и МО РБ (грант 05-550) за финансовую поддержку выполненных исследований.

ОТРАЖЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ОТ ГРАНИЦЫ С МАКСВЕЛЛОВСКОЙ ЖИДКОСТЬЮ

Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Николаюк Л. Н.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

kuzavko@newmail.ru

Для описания поведения обширного класса аморфных, полимерных и других веществ существует достаточно много реологических моделей: ньютоновская жидкость и рассматриваемая здесь максвелловская жидкость (МЖ), бингамовская и степенная модели, модель упруговязкой среды и т.д. При этом, хотя и не существует универсальной модели, конкретная среда вполне удовлетворительно для практических применений описывается одной из вышеуказанных моделей. Так, модель МЖ хорошо описывает многие композиционные и полимерные покрытия, а также магнитоупорядоченные вещества в области их спин-переориентационных и структурных фазовых переходов.

Здесь рассмотрено отражение непрерывных и импульсных продольных и поперечных акустических волн от МЖ, находящейся в контакте с твердотельным полупространством. Волновое уравнение в МЖ имеет вид:

$$r_2 \frac{\partial u_x^{(2)}}{\partial x} = \frac{\partial s_{xx}^{(2)}}{\partial x}, \quad s_{xx}^{(2)} + t \frac{\partial s_{xx}^{(2)}}{\partial x} = c_2 u_{xx}^{(2)} + b_2 u_{xx}^{(2)},$$

где u_x – компонента продольного смещения в волне; ρ_2 – плотность МЖ; τ – время релаксации напряжений; s_{xx} – напряжение; c_2 – упругий модуль; b_2 – параметр диссипативных потерь.

Коэффициент отражения запишется следующим образом:

$$R = \frac{Z_1 f(x, D) \exp(iy/2) - Z_{20}}{Z_1 f(x, D) \exp(iy/2) + Z_{20}},$$

где $f(x, D) = \left[\frac{1 + x^2 + D^2 + D^2 x^2}{1 + x^2} \right]^{1/2}$, $tg y = \frac{x - D}{1 + Dx}$, $Z_1 = \rho_1 s_{1\ell}$ и $Z_{20} = \rho_2 s_{2\ell,0}$ – акустические

импедансы граничащих сред в отсутствие диссипации; $x = \omega/\omega_c$, $\omega_c = c_2/b_2 = r_2 s_{21,0}^2 / b_2$ – эффективная частота, характеризующая МЖ; $D = \omega\tau$ – число Деборы; $s_{2\ell,0}$ – скорость звука (при $\omega \rightarrow 0$).

Показана существенная зависимость модуля и фазы коэффициента отражения и от вязкости и времени релаксации напряжений МЖ. Определены коэффициенты отражения для волн по амплитуде, по скорости, по давлению и по интенсивности. Получено выражение для акустической энергии, необратимо поглощаемой в МЖ при отражении от нее акустического сигнала. Программными средствами рассчитаны отраженные и прошедшие границу раздела сред акустические импульсные сигналы, как для симметричной, так и для асимметричной формы падающего на границу импульсного сигнала. С применением информационных технологий измерены импульсные сигналы, излученные и отраженные от границы оргстекло - компаунд эпоксидной смолы (ЭС) при отвердевании последнего; также рассчитаны спектральные характеристики сигналов. Приведено сравнение экспериментальных данных с результатами предложенной теоретической модели. рассматривается восстановление методом обратной задачи динамики диссипативных и релаксационных процессов в среде на конкретных примерах.

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (грант Ф04Р-080) и МО РБ (грант 05-550) за финансовую поддержку выполненных исследований.

НАКЛОННОЕ ОТРАЖЕНИЕ ПРОДОЛЬНОЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ВОЛНЫ ОТ ДИССИПАТИВНОЙ СРЕДЫ

Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

kuzavko@newmail.ru

Ранее рассматривалось нормальное отражение продольной акустической волны (LA) от плоской границы твердого тела с диссипативной средой (ДС), т.е. веществом, в котором поглощение ультразвука существенно. Была установлена существенная зависимость амплитудного коэффициента отражения R_{LA} и его фазы от частоты, которая подтвердилась экспериментально. В непоглощающих материалах отсутствует дисперсия звука, и отражение всех частотных составляющих импульсного сигнала происходит, согласно классическим формулам Френеля, являющихся частотно независимыми и, следовательно, спектр преобразованных сигналов не изменяется. В рассматриваемом нами случае границы жидкости – ДС, в силу существования дисперсии звука в последней, частотные составляющие импульсного сигнала при его падении (I) на границу раздела сред преобразуются неодинаково, и, соответственно этому, спектры отраженного (R) от границы и прошедших (T) ее сигналов изменяются.

Известно, что при определенном угле падения волны на границу двух несмешивающихся жидкостей отраженная волна может отсутствовать, т.е. реализуется полное прохождение волны. С другой стороны, при падении на границу жидкость – твердое тело всегда возникают две прошедшие волны (продольная LA_2 и поперечная TA_2). Предлагаемый к рассмотрению случай границы жидкость – ДС является промежуточным между двумя указанными выше. В ДС в силу ее сдвиговой вязкости возбуждается быстро затухающая TA_2 .

Условие $R_{||0} = 0$ выполняется при $s_{1l} > s_{2l}$, т.е. когда скорость ультразвука в жидкости выше его скорости в ДС. С другой стороны, при $s_{1l} < s_{2l}$ и $a \geq a_{cp} = \arcsin(s_{1l}/s_{2l})$ $R_{||0} = 1$ и в ДС возникает сопутствующее поверхностное колебание (СПК), представляющее собой неоднородную скользющую вдоль границы акустическую волну. Установлено, что $R_{||0}$ является комплексной функцией, зависящей от объемной и сдвиговой вязкости ДС. Его минимальное значение пропорционально диссипативному параметру отражающей среды, а при его максимальном значении имеет место существование в ДС сопутствующего поверхностного колебания. При угле полного прохождения волны в ДС (в пренебрежении ее диссипативными свойствами) слабый отраженный сигнал возникает, а его амплитуда прямо пропорциональна параметру диссипативных потерь. Тем самым реализуется возможность непосредственного измерения вязкости (внутреннего трения) ДС, что важно практически, т.к. не требует погружения датчика в обследуемый объект.

Численными методами на компьютере рассчитана угловая зависимость модуля коэффициента отражения и его фазы u_{Rw} . Исходя из зависимости $R_{||}$ и используя прямое и обратное преобразование Фурье для импульсного сигнала, с помощью компьютера рассчитывалась форма отраженного сигнала от границы жидкость – ДС. Результаты расчета показывают существенную зависимость амплитуды и фазы отраженного сигнала от частоты основной гармоник импульсного сигнала и угла ее падения α .

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (грант Ф04Р-080) за финансовую поддержку выполненных исследований.

АКУСТИЧЕСКИЙ СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЙ НА ЛЕГКИХ МЕТАЛЛАХ

Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Николаюк Л. Н.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

kuzavko@newmail.ru

Борьба с коррозией стала широко признанной задачей в индустриальных странах в течение последних десятилетий. Антикоррозия легких металлических изделий на основе Al, Mg, Ti и их сплавов имеет некоторые особенности, вызванные типом коррозии и располагаемым доступом к корродирующей поверхности. Наиболее широко наблюдается однородная равномерная коррозия – непрерывная в макроскопической шкале и покрывающая всю металлическую поверхность. Заметим, что одним из технологических способов препятствующим коррозии Al, Ti, т.е. вентильных металлов, является получение на их поверхности методом микродугового плазменного оксидирования (МДО), композиционных керамических покрытий. На изделия из Mg необходимо нанести тонкие покрытия Al и Ti, а затем применять технологию МДО.

Поэтому выяснения условий отражения непрерывного и импульсного акустического сигнала от покрытия-пленки на массивном основании-подложке – предмет большой актуальности, например, для корунда на алюминиевой поверхности детали. Отраженный акустический сигнал несет информацию о толщине покрытия и его физико-химических свойствах. Кроме того, спектральный акустический анализ (АСА) этого сигнала должен позволить определить добавления, привнесенные в этот сигнал конкретным материалом.

Отражение акустических сигналов от поверхностей раздела между различными материалами было теоретически и экспериментально изучено достаточно детально. Корродированная поверхность может быть рассмотрена как диссипативная среда (ДС), т.е. материал с сильным поглощением акустических колебаний. Общая теория отражения акустической волны от покрытия пленки ДС на массивной подложке сформулирована ранее [1] и здесь конкретизировалась для корродирующих поверхностей. Покрытие ДС было исследовано в модели Фохта; таким образом, принималось во внимание внутреннее трение и релаксация упругих деформаций. Рассматривалось нормальное отражение непрерывных и импульсных продольных и поперечных акустических волн с использованием разработанного программного обеспечения. Программный продукт снабжен удобным пользовательским интерфейсом, позволяет выполнять построение 3D-изображений акустических сигналов, преобразованных покрытием, с функциями вращения, рассматривания под любым углом с заданием искусственного освещения. Так, для частоты 10 МГц изменения коэффициента отражения продольного сигнала и его фазы примерно составляют $5 \cdot 10^{-4}$ и 1° для 1 мкм корундового покрытия на алюминии, что легко фиксируется измерительной техникой. Экспериментальные исследования легких металлов и их защитных покрытий были выполнены средствами акустического спектрального анализа с использованием цифрового осциллографа NAMEG 1507, связанного с персональным компьютером через интерфейс RS232.

Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (грант Ф04Р-080) и МО РБ (грант 05-550) за финансовую поддержку выполненных исследований.

1. Д. А. Костюк, Ю. А. Кузавко. Аномалии распространения продольного звука в слое диссипативной среды // Инженерно-физический журнал. 2003. Т. 76, №1. С. 128-133

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ ЛОКАЛЬНОЙ НАГРУЗКИ

Гребко Д., Лей Д.

Институт прикладной физики АН Молдовы, Кишинев, Молдова

grabco@phys.asm.md

В работе исследуются особенности протекания пластической деформации α -латуни, железа и его сплавов при микро- и макроиндентировании. На большом количестве отпечатков с использованием широкого интервала нагрузок (0,05-50,0)Н была изучена специфика массопереноса в окрестности отпечатков твердости на исследуемой поверхности и в объеме, под отпечатком. Анализ морфологии поверхности в зоне деформации, наряду со специфическими особенностями, выявил общие черты, характерные для всех исследуемых материалов: (i) получение симметричных, хорошо ограненных отпечатков на поликристаллических материалах достигается лишь при небольших нагрузках на индентор (P) при условии, когда размер получаемого отпечатка (d) меньше среднего размера зерна (L_{cp}); (ii) рост нагрузки и, соответственно, увеличение размеров отпечатков до $d > (3-5)L_{cp}$ неизбежно приводит к искажению формы отпечатков, что является следствием возникновения существенно неоднородных напряжений в зернах, оказавшихся в зоне деформации вокруг отпечатка; (iii) дальнейший рост нагрузки до достижения размеров отпечатков $d > L_{cp}$ сопровождается постепенным выравниванием огранки отпечатков, повторяющих форму индентора.

Изучение микроструктуры зоны деформации методами растровой электронной и оптической микроскопии выявило трансляционно-ротационную природу пластического течения материала под действием внешней негетогенной нагрузки. В зоне интенсивного пластического перемещения материала можно видеть большинство характерных признаков деформации мезоскопического уровня (Рис.).

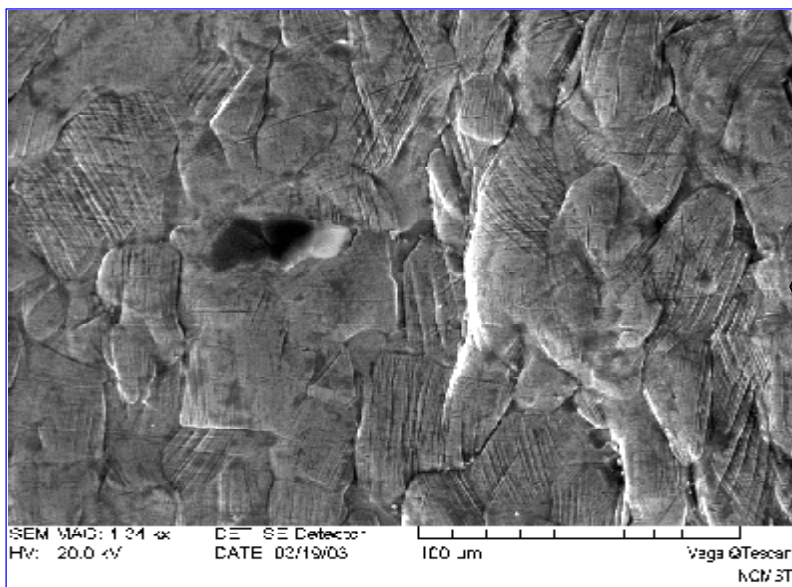


Рис. α -Латунь, макроиндентирование, $P = 50.0$ Н. Зона под отпечатком. (Нагрузка приложена с правой стороны снимка)

В данной зоне видны пачки следов скольжения, поперечное скольжение, мультиплетное скольжение в пределах одного зерна, искривление следов скольжения с плавным или резким переходом из одного зерна в другой, зигзагообразные дисклинации, возникновение мезосубструктуры, полос аккомодации, фрагментация блоков и др.

Результаты наблюдений показали, что процессы как микро-, так и макроиндентирования эволюционируют путем формирования различных структурных стадий пластической

деформации, т.е. благодаря участию последовательно сменяющихся механизмов деформации: микро-, мезо- и макроуровня.

ЯВЛЕНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ И ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОГО ВОЗВРАТА В СПЛАВЕ ТН-1

Андронов И. Н., Овчинников С. К.

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

Выполнено систематическое исследование эффектов необратимого формоизменения, инициированного термоциклированием сплошных цилиндрических образцов из сплава ТН-1 в условиях кручения, в трех различных функционально-механических режимах нагружения при термоциклировании через интервалы мартенситных переходов. 1) Термоциклирование осуществляли при постоянных значениях напряжений на этапах нагревания и охлаждения ($\tau_H = \tau_O = \tau$) в течение 10÷20 циклов. 2) Нагревание в свободном состоянии, а охлаждение под постоянной нагрузкой ($\tau_H = 0$; $t_O = t$). 3) Нагревание под нагрузкой, а охлаждение в свободном состоянии ($\tau_H = t$; $t_O = 0$). После указанных трех режимов испытаний образцы продолжали термоциклировать в полностью разгруженном состоянии на этапах нагревания и охлаждения.

Установлено, что во всех режимах термоциклирования материал демонстрирует одностороннее накопление деформации в сторону внешней нагрузки, т.е. явление термоциклической ползучести. Последующее термоциклирование в разгруженном состоянии приводит к эффекту обратимого формоизменения в противоположном направлении, указанные эффекты представлены на рисунке.

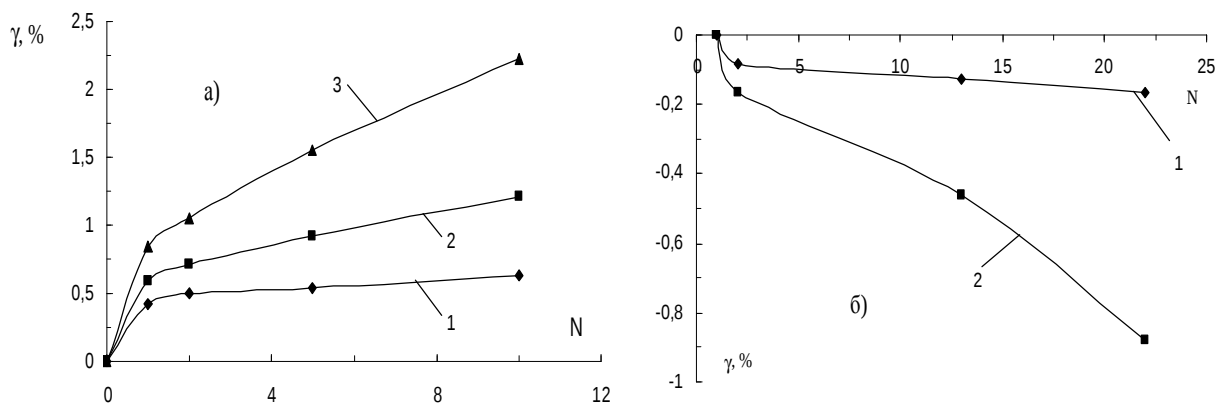


Рис. Зависимости угловой деформации от числа термоциклов обусловленной эффектами: а) Термоциклической ползучести для первого режима испытаний при напряжениях 75 (1); 125 (2); 175 МПа (3). б) Необратимого формоизменения при последующем термоциклировании в свободном состоянии для действующего напряжения 25 МПа. (1) – образец не тренирован; (2) – предварительно тренирован при 200 МПа.

Полученные результаты находятся в хорошем качественном соответствии с аналогичными данными, полученными ранее на сплавах MnCu [1]

1. Андронов И.Н., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А. Термоциклическая ползучесть медно-марганцевых сплавов, связанная с ГЦК $\leftrightarrow$ ГЦТ превращениями // Изв. вузов. Цветная металлургия. 1983. №3. С. 84-88.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ СТАЛИ Ст2пс

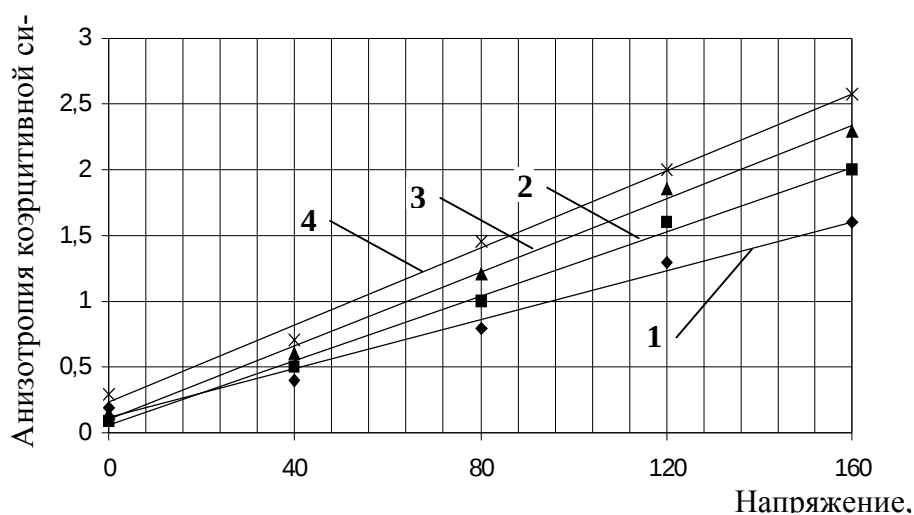
Агиней Р. В.¹⁾, Андронов И. Н.²⁾, Кузьбожев А. С.¹⁾ Теплинский Ю. А.¹⁾.

¹⁾ Филиал ООО «ВНИИГАЗ» – «Севернипигаз».

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

Для анализа напряженно-деформированного состояния в ферромагнетиках достаточно успешно применяются методы, основанные на измерении магнитной коэрцитивной силы H_c [1, 2]. Изменение механических и магнитных свойств можно воспроизвести путем искусственного термодформационного старения в процессе статического растяжения образцов материала [3], при этом идентифицируют три основные стадии старения, определяемые по параметрам тонкой структуры материала: первую, сопровождающуюся появлением ячеистой структуры на дислокациях; вторую, характеризующую образованием полигональных стенок дислокаций, и третью, устанавливаемую по выделениям вторых фаз на дислокациях.

В работе получена универсальная зависимость (для различной степени изменения свойств металла) $\Delta H_c - \sigma$, характеризующая определенную марку стали. Получены зависимости анизотропии коэрцитивной (АКС) силы от одноосных растягивающих напряжений для различных состояний материала, смоделированных в лабораторных условиях. На рисунке приведены зависимости АКС от приложенных напряжений (σ) для исходного состояния (1), первой (2); второй (3) и третьей (4) стадий деформационного старения. Полученные зависимости аппроксимированы прямыми.



1. В.Ф. Мужичкий, Б.Е. Попов, Г.Я. Безлюдько. Магнитный контроль напряженно-деформированного состояния и остаточного ресурса стальных металлоконструкций подъемных сооружений и сосудов, работающих под давлением // Контроль. Диагностика, 2000. № 9. С 48 – 50.
2. 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.
3. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.

ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ СВОЙСТВ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Андронов И. Н., Крючков С. В.

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

Сформулирован феноменологический подход, позволяющий решать широкий класс задач мартенситной неупругости, в терминах инженерной механики, в том числе, учитывать влияние предварительной термоциклической тренировки на свойства мартенситной неупругости (1÷4).

$$\Phi = H(\mathfrak{T}^*) \left\{ H(A_H - T^*) + \tilde{H}(T^* - A_H) \frac{1}{2} [\cos \pi (T^* - A_H) / (A_K - A_H) + 1] H(A_K - T^*) \right\} + \\ + H(-\mathfrak{T}^*) \left\{ H(M_H - T^*) \frac{1}{2} [1 - \cos \pi (M_H - T^*) / (M_H - M_K)] H(T^* - M_K) + \tilde{H}(M_K - T^*) \right\}, \quad (1)$$

где M_H, M_K, A_H, A_K – характеристические температуры мартенситных переходов, $H(x) = \{1, x \geq 0; 0, x < 0$ и $\tilde{H}(x) = \{1, x > 0; 0, x \leq 0$ – функции Хевисайда, T^* – эффективная температура, определяемая, согласно соотношению Клаузиуса–Клапейрона:

$$\mathfrak{T}^* = \mathfrak{T} - (T_0/q) D_{ij} \mathfrak{E}_{ij}, \quad (2)$$

где T – физическая температура; $T_0 = (A_H + A_K + M_H + M_K)/4$ – температура термодинамического равновесия; q – скрытая теплота мартенситного перехода; σ_{ij} – тензор напряжений; D_{ij} – тензор макроскопической дисторсии мартенситного перехода.

Основное определяющее соотношение для дифференциала фазовой деформации $d\mathfrak{E}_{ij}$, обусловленной мартенситным переходом запишется, в виде:

$$d\mathfrak{E}_{ij} = H(\Phi) \left\{ a_1 \left[\sigma'_{ij} H(\sigma_i^0 - \sigma_i) + \sigma_{ij}^0 \tilde{H}(\sigma_i - \sigma_i^0) \right] \left[H(\sigma_i - \sigma_i^{TP}) + \tilde{H}(\sigma_i^{TP} - \sigma_i) \right] c_1 \left(1 + |\sigma_i^{TP} / \sigma_i - 1|^\alpha \right) \lambda H(\lambda_0 - \lambda) + \lambda_0 \tilde{H}(\lambda - \lambda_0) \right\} + \\ + H(\Phi) \left\{ a_2 \left[\sigma'_{ij} H(\sigma_i^0 - \sigma_i) + \sigma_{ij}^0 \tilde{H}(\sigma_i - \sigma_i^0) \right] \left[H(\sigma_i - \sigma_i^{TP}) + \tilde{H}(\sigma_i^{TP} - \sigma_i) \right] c_2 \left(1 + |\sigma_i^{TP} / \sigma_i - 1|^\alpha \right) \lambda H(\lambda_0 - \lambda) + \lambda_0 \tilde{H}(\lambda - \lambda_0) \right\} + d\Phi \quad (3)$$

где σ_i – интенсивность напряжений; σ_i^0 – силовой скалярный параметр, отвечающий уровню напряжений σ_{ij}^0 , при котором достигается насыщение фазовой деформации; σ_{ij}^0 – соответствующий тензор девиатор; a_1, a_2 – скалярные параметры, играющие роль при описании свойств мартенситной неупругости в нагруженном состоянии; c_1, c_2 – скалярные параметры; λ – скалярный безразмерный параметр, учитывающий влияние термоциклической тренировки на величину эффектов обратимого формоизменения следующим образом:

$$\lambda = \int_{\Phi} \tilde{H}(\sigma_i^{TP} - \sigma_i) d|\Phi|; \quad (4)$$

λ_0 – предельная величина этого параметра.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ТРЕНИРОВКИ НА ЭНЕРГОЕМКОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Андронов И. Н., Вербаховская Р. А.

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

Исследовано влияние термомеханической тренировки на энергоемкость сплава ТН-1. Опыты осуществляли в режиме кручения на сплошных цилиндрических образцах. В мартенситном состоянии образец нагружали напряжением τ_H , после чего нагревали до аустенитного состояния, где образец разгружали до величины τ_0 , затем охлаждали до исходной температуры. Подобные термоциклы осуществляли 10÷15 раз. Энергоемкость материала определяли следующим образом:

$$A = \tau_H \gamma_{II} + (\tau_H + \tau_0) \gamma_A / 2 - \tau_0 \gamma_{III} - (\tau_H + \tau_0) \gamma_M / 2$$

τ_H и τ_0 – касательные напряжения при нагреве и охлаждении; γ_{II} и γ_{III} – деформации, соответственно, при нагревании и охлаждении; γ_A и γ_M – деформации при изотермических догрузках, соответственно, в аустенитном и мартенситном состояниях. Затем материал подвергали предварительной термомеханической тренировки под постоянным напряжением $\tau > \tau_H$ и τ_0 в течение 10 термоциклов.

Показано, что предварительная термомеханическая тренировка может приводить к существенному повышению энергоемкости материала. При определенном подборе значений напряжений τ , τ_H и τ_0 эффект увеличения энергоемкости материала за счет указанной тренировки достигает 5 и более что находится в хорошем качественном соответствии с аналогичными данными для сплавов MnCu [1].

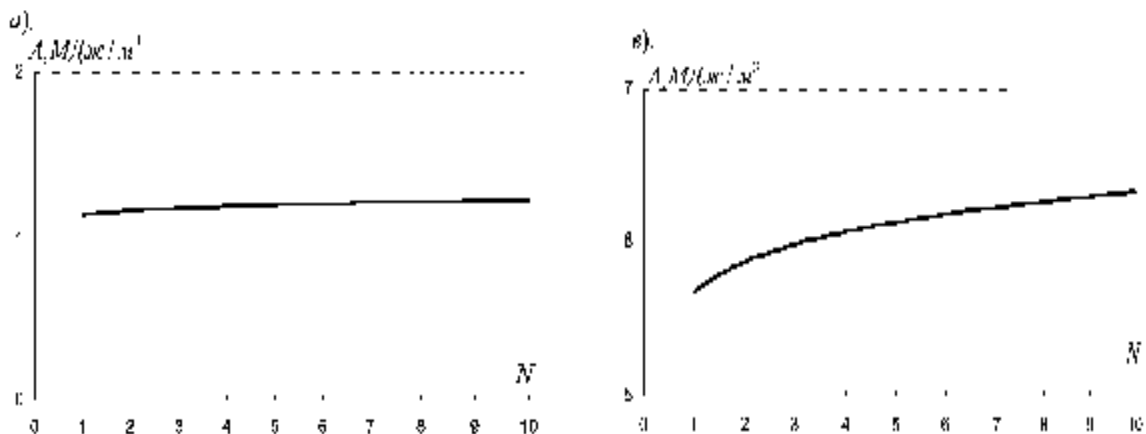


Рис. Зависимости удельной работы от числа термоциклов для режима нагружения $\tau_H = 225 \text{ МПа}$ и $\tau_0 = 150 \text{ МПа}$. а) Для нетренированных образцов. в) Для образцов после тренировки в течение 10 термоциклов при $\tau = 350 \text{ МПа}$.

1. Андронов И.Н., Лихачев В.А. Влияние предварительного термоциклирования на физико-механическое поведение медно-марганцевых композиций в условиях проявления обратной памяти формы. Изв. Вузов. Цветная металлургия. 1986. №2. С. 97-102.

СТАЛЬ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ И УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ХОЛОДНОВЫСАДОЧНЫХ ПУАНСОНОВ

Адашкин А. М., Кремнев Л. С., Сапронов И. Ю.

Московский Государственный Технологический Университет «Станкин».

StankinSteel@yandex.ru

При холодной высадке пуансоны работают в весьма жестких условиях нагружения: при высоких контактных напряжениях ($1800 \div 2200 \text{ МПа}$) и значительных ударных нагрузках (скорость нагружения составляет $0,5 \div 1,5 \text{ м/с}$), а также при знакопеременных напряжениях.

Для обеспечения работоспособности пуансонов их необходимо изготавливать из сталей, которые после оптимальной термической обработки должны обладать твердостью не ниже $61 \div 63 \text{ HRC}$, высокой прочностью, а также достаточной ударной вязкостью. Сформулированным требованиям отвечают стали Р6М5 и 11М5Ф [1].

Показано [2], что наибольшая стойкость пуансонов из стали Р6М5 достигается после закалки от $1160 \div 1180^\circ\text{C}$ и последующего отпуска при $520 \div 530^\circ\text{C}$, что обеспечивает максимальную прочность стали. Однако одна из причин отказа инструмента заключается в недостаточно высоком сопротивлении стали Р6М5 малоцикловой усталости. Причиной разрушения является зарождение и последующий рост трещин на границе «карбид-матрица» [3, 4]. Вероятность зарождения трещины тем выше, чем больше размер карбидов и их количество. Кроме того, сопротивление малоцикловой усталости тем выше, чем меньше размер зерна [3, 5].

В структуре стали 11М5Ф нет крупных карбидов. Это объясняется тем, что сталь 11М5Ф, в отличие от Р6М5, является заэвтектоидной, а не ледебуритной, т.е. эвтектические карбиды в ней практически отсутствуют [1].

Исследования структуры и свойств стали 11М5Ф после закалки и отпуска от различных температур показали, что необходимый уровень твердости $61 \div 63 \text{ HRC}$ достигается после закалки от $1020^\circ \div 1060^\circ\text{C}$ и отпуска $550^\circ \div 560^\circ\text{C}$. Более низкая температура нагрева при закалке инструментов из стали 11М5Ф (на $\sim 130^\circ\text{C}$ ниже, чем для стали Р6М5) обеспечивает ей более мелкозернистую структуру. Размер зерна аустенита соответствует баллам №12, и №14 для сталей Р6М5 и 11М5Ф, соответственно. Кроме того, в структуре стали Р6М5 присутствуют не растворившиеся при закалке карбиды типа Me_6C .

Прочность сталей Р6М5 и 11М5Ф при закалке от оптимальных температур практически одинакова $4200 \div 4800 \text{ МПа}$ (рис.1). Однако характер разрушения этих сталей имеет принципиальное отличие. Разрушение образцов из стали 11М5Ф сопровождалось заметной пластической деформацией, тогда как образцы из стали Р6М5 разрушались хрупко.

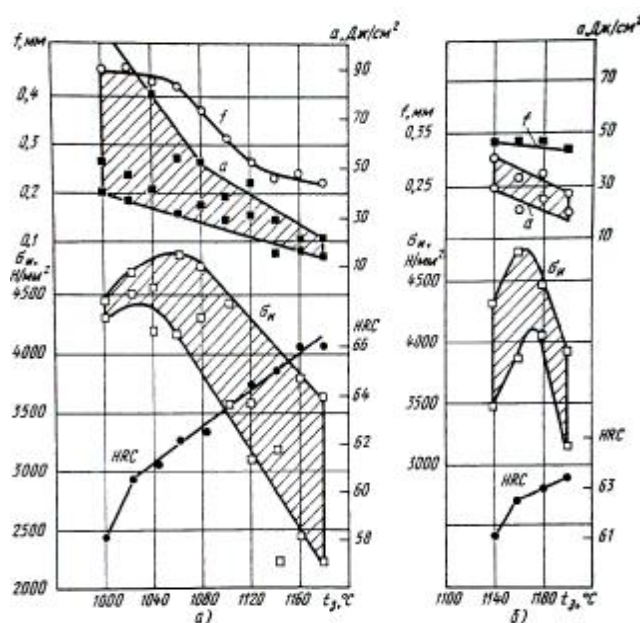


Рис. 1. Влияние температуры нагрева под закалку на свойства сталей 11М5Ф (а) и Р6М5 (б). Отпуск при 560°C 3 раза по часу.

Испытания на ударную вязкость (Испытания на ударную вязкость проводились на копре с максимальной энергией удара 50Нм. Образцы без надреза.) подтвердили существенное различие механизмов разрушения этих сталей. В отдельных случаях (закалка от 1040°C и ниже) при твердости 59÷62HRC образцы из стали 11М5Ф под воздействием удара не разрушались, а изгибались, т.е. происходила пластическая деформация (угловая деформация составляла ~5°).

Преимущества стали 11М5Ф по структуре, определяющей сопротивление малоциклового усталости, и ударной вязкости, характеризующей сопротивление динамическим нагрузкам, подтвердились производственными испытаниями тяжело нагруженных холодновысадочных пуансонов при высадке шестигранного углубления в винтах М10 (ГОСТ 11738-84) на многопозиционном автомате А-1921 (табл.1).

Т а б л и ц а 1. Результаты стойкостных испытаний пуансонов

Показатель стойкости	Сталь	
	Р6М5 Т _{зак.} 1170°C	11М5Ф Т _{зак.} 1060°C
Средняя стойкость, кг	153	472
Среднее квадратичное отклонение, кг	87	213
Коэффициент вариации	0,57	0,45
Количество случайных поломок, %*	14	10
Твердость обрабатываемого материала, HRB	65÷76	94÷98

*Для стойкости менее 50 кг.

Стойкость пуансонов из стали 11М5Ф в 2,5÷3 раза выше, чем стойкость пуансонов из стали Р6М5. Одновременно с этим стабильность стойкости пуансонов из стали 11М5Ф заметно больше, чем из стали Р6М5.

Выводы

1. Максимальная прочность и ударная вязкость стали 11М5Ф достигается закалкой от 1020°÷1060°C и трехкратным отпуском 550°÷560°C.
2. Высокие значения ударной вязкости и сопротивления малоциклового усталости стали 11М5Ф обеспечиваются:
 - отсутствием в структуре эвтектических карбидов;
 - полным растворением вторичных карбидов Me₆C и Me₂₃C₆ при закалке;
 - особенно мелким зерном балла №14, как результата невысокой температуры заковки.
3. Преимущества стали 11М5Ф подтвердились производственными испытаниями тяжело нагруженных холодновысадочных пуансонов
4. Наибольшей стойкостью обладают холодновысадочные пуансоны из стали 11М5Ф. Стойкость стали 11М5Ф в 2,5÷3 раза выше, чем стойкость пуансонов из стали Р6М5. Стабильность стойкости (надежность) пуансонов из стали 11М5Ф на 30% выше, чем у стали Р6М5.

1. Кремнев Л.С. От стали Р18 к безвольфрамовым низколегированным быстрорежущим сталям // МиТОМ, 1986, № 7 – С.27.
2. Адашкин А.М., Штейн Ф.С. Термическая обработка холодновысадочных пуансонов из стали Р6М5 // КИП. 1988, №8. – С.11-13.
3. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. М.: Металлургия, 1971. – 264с.
4. Гольденберг А.А., Чеховой А.Н., Антипова Л.Н. Роль второй фазы в разрушении низковольфрамовой стали в условиях малоциклового усталости // МиТОМ, 1989, №2. – С.33-35.
5. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Т.2. М.: Машиностроение, 1974. – 368с.

О МЕТОДЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ В ОЧАГАХ РАЗРУШЕНИЯ

Васильев Л. С.

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

Основой современной молекулярно-кинетической теории прочности является предположение, что развитие очагов разрушения начинается с разрывов или существенного ослабления межатомных связей, возникающих в результате совместного действия неупорядоченных тепловых движений среды и приложенной внешней нагрузки.

Полный разрыв межатомных связей в металлах может быть достигнут лишь в тех случаях, когда в теле уже образованы дефекты сплошности (поры, субмикротрещины и т.п.), размеры которых превышают радиус действия сил межатомного взаимодействия. Поскольку твердое тело не может находиться в равновесии с вакуумом, полость дефекта должна быть заполнена паром окружающего ее вещества. В этом случае процесс разрушения, ведущий к увеличению объема полости, тесно связан с процессом сублимации твердой фазы в расширяющуюся при разрушении полость дефекта.

Возможны также процессы постепенного ослабления межатомных связей, которые, в целом, следует рассматривать как предшествующий разрушению подготовительный этап накопления повреждений в материале. После него затраты на работу внешних сил по созданию очага разрушения будут существенно снижены.

Ослабления сил межатомного взаимодействия в твердом теле всегда возникают при нарушениях дальнего порядка. Такие процессы могут быть весьма разнообразны, начиная от простого накопления дефектов структуры, частично нарушающих порядок расположения атомов, и кончая полным разрушением дальнего порядка в результате локального плавления или аморфизации, сохраняющих, тем не менее, сплошность материала. Разрушение материалов является структурно очень чувствительным процессом, и, поскольку при ослаблении межатомных взаимодействий структура среды становится существенно иной, процесс формирования очагов разрушения будет в значительной мере зависеть от структурных особенностей новых фазовых и агрегатных состояний, возникающих в твердом теле при приложении внешней нагрузки.

Таким образом, достаточно полное физическое описание процессов формирования очага разрушения возможно лишь на основе знания всей совокупности структурно-фазовых состояний, реализуемых в твердом теле при разрушающих напряжениях. Такую информацию может дать соответствующая диаграмма равновесных фазовых состояний разрушаемого вещества. Помимо известных фрагментов, описывающих фазовые равновесия при сжимающих напряжениях, эта диаграмма должна содержать линию фазовых равновесий, разделяющую состояния твердой и жидкой фаз, продолженную в область высоких растягивающих нагрузок. На диаграмме также должны быть указаны положения спинодалей твердой и жидкой фаз, поскольку эти кривые ограничивают области газообразного состояния разрушаемого вещества при сильных растяжениях.

В работе предложены модели и методы, позволяющие построить требуемую диаграмму равновесных состояний для широкого круга материалов.

К АНАЛИЗУ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАСТВОРЕНИЯ ФАЗ И ХИМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ В НАНОСТРУКТУРАХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Васильев Л. С., Елсуков Е. П., Ломаев И. Л.

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

Широкое применение методов обработки металлов с использованием различных вариантов интенсивной пластической деформации (ИПД) вызвало значительный интерес к исследованию процессов структурно-фазовых превращений, протекающих в наноструктурированных металлах при больших пластических деформациях. Особую актуальность в связи с этим приобрели исследования механизмов процессов деформационного растворения фаз и химических соединений. В работе анализируются известные и предлагаются новые механизмы этих явлений.

Основные результаты сводятся к следующему:

1. Существует три дислокационных механизма деформационного растворения фаз и химических соединений. Два из них реализуются при контактном взаимодействии растворяемых фаз с дислокациями, а для третьего этот контакт необязателен. Общие недостатки всех трех механизмов связаны с двумя обстоятельствами. Во-первых, при максимально высокой плотности дислокаций $\sim 10^{16} \text{ м}^{-2}$, их атмосферы Коттрелла не могут собрать на себя более 1 ат.% примеси даже при полной конденсации ее на ядре дислокации. Во-вторых, для эффективной работы дислокационных механизмов необходима хорошо развитая объемная диффузия примесей, исходящих из растворяемых веществ, а это возможно лишь при достаточно высоких температурах.
2. Наиболее эффективным механизмом деформационного растворения фаз и химических соединений в наноструктурах металлов являются механизм поглощения примесей вновь создаваемыми при деформировании свежими межфазными и межкристаллитными границами. Диффузионные потоки примесей, испускаемых при растворении, направлены на восстановление равновесной концентрации вновь создаваемых зернограницных сегрегаций.
3. В наноструктурах металлов с полиморфными превращениями достаточно эффективным может оказаться механизм деформационно-индуцированного зарождения высокотемпературной фазы. В случаях, когда растворимость примесей в высокотемпературной фазе значительно превышает соответствующую растворимость в низкотемпературной фазе, диффузионные потоки примесей, испускаемых при растворении, будут направлены на восстановление равновесной концентрации примеси в высокотемпературной фазе.
4. Основными процессами, обеспечивающими увеличение площади внутренних границ в наноструктурах металлов, являются деформационное двойникование и полиморфные превращения мартенситного типа, индуцируемые высоким уровнем сдвиговых напряжений при ИПД.
5. Для каждого металла и способа механической обработки ИПД существует предельная наноструктура с минимально возможным радиусом кристаллитов. В такой структуре подавляются процессы деформационного размножения нанограниц и сопровождающие их процессы растворения фаз и химических соединений.

О МЕХАНИЗМАХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МАРТЕНСИТНОГО ТИПА В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ С ПОЛИМОРФИЗМОМ

Васильев Л. С.

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

При анализе физико-механических свойств наноструктурных материалов существует ряд проблем, рассмотрение которых представляется достаточно актуальным. К ним относится проблема исследования механизмов измельчения зерна первичной наноструктуры и оценки его предельного минимального размера для определенных видов механических воздействий. Не менее важными представляются проблемы деформационного растворения фаз и химических соединений при интенсивной пластической деформации наноструктурированных сталей и сплавов, проблема сверхпластичности нанокристаллических материалов, особенно в части поиска механизмов адаптационной деформации нанозерен, сохраняющей сплошность материала и т.п. Решение большинства подобных проблем непосредственно связано с поиском не дислокационных механизмов преобразования структуры и геометрических параметров нанозерен при механических воздействиях.

В металлах, в которых возможны полиморфные превращения, одним из основных таких механизмов являются деформационные фазовые превращения мартенситного типа.

Действительно, после интенсивной пластической деформации металлов, находящихся в обычном поликристаллическом состоянии, в результате накопления значительного количества дислокаций и ряда последующих процессов полигонизации и рекристаллизации, образуется первичная наноструктура с размером зерна $R \sim 100$ нм. Дальнейшее измельчение нанозерен с использованием указанных механизмов становится невозможным, поскольку в наноструктурах с $R \leq 100$ нм количества дислокаций для этого явно недостаточно. Большинство из них притягиваются поликристаллическими границами и адаптируются в них или в стыках зерен. В этих условиях изменение геометрических параметров нанозерен путем накопления деформации, наведенной структурно-фазовыми превращениями, может стать наиболее значимым. Например, в углеродистых сталях зерна первичной наноструктуры могут быть фрагментированы путем низкотемпературного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, инициируемого приложением соответствующей внешней нагрузки.

В работе анализируются механизмы деформационного зарождения и роста фрагментов новой фазы в нанозернах металлов в условиях интенсивной пластической деформации. Показано, что при достаточно высоком уровне сдвиговых напряжений с наложением давления наиболее вероятными оказываются процессы полиморфных превращений, реализующиеся по мартенситному механизму. В сталях такие механизмы приводят к быстрому росту очагов γ -фазы за времена $t \sim (10^{-5} \div 10^{-10})$ с. Это означает, например, что даже в быстропротекающих процессах ударного пластического деформирования наноструктурированных порошков металлов в шаровых планетарных мельницах, механизмы деформационного превращения фаз могут обеспечить режимы сверхпластического деформирования за счет адаптационной деформации зерен, наведенной превращением мартенситного типа.

Предложены модели зарождения и роста новой фазы при деформационных превращениях мартенситного типа, исследована область их применимости.

АНАЛИЗ ДИСТОРСИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ПОЛОС ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

В работах [1, 2] показано, что характерной особенностью полос локализации деформации (ПЛД), формирующихся при прокатке хромоникелевых и высокоазотистых хромомарганцевых сталей, является высокоугловой характер разориентировок внутри полос с преимущественными векторами разориентации, близкими к $\varphi \approx 60^\circ \langle 110 \rangle$, $50^\circ \langle 110 \rangle$ и $35^\circ \langle 110 \rangle$. Для объяснения закономерностей формирования этих полос предложен новый механизм деформации и переориентации кристаллической решетки – механизм прямых плюс обратных (по альтернативным системам) мартенситных (ГЦК→ОЦК→ГЦК) превращений в полях высоких локальных напряжений. Наиболее важными факторами реализации этого механизма являются [1, 2], во-первых, низкая эффективность традиционных механизмов деформации в условиях высокого субструктурного упрочнения; во-вторых, высокий уровень локальных внутренних напряжений – источников фазовой нестабильности кристалла и новых высокоэнергетических носителей пластического течения. Предполагается, что в качестве таких носителей выступают микрообъемы неравновесных фаз или структурных состояний, являющихся суперпозицией двух структур, когда в пространстве междоузлий исходных (стабильных) фаз существуют новые разрешенные состояния – узлы мартенситных фаз, движением атомов через которые осуществляется пластическая деформация и переориентация решетки. В работе проведен теоретический анализ связанных с указанными выше носителями дисторсий превращения.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что локальные микрообъемы обратимых (ГЦК→ОЦК→ГЦК) мартенситных превращений являются носителями следующих мод деформации и переориентации кристаллической решетки.

1. *Деформация растяжения-сжатия Бейновского типа*, развивающаяся под действием диагональных компонент тензора локальных напряжений и составляющая более половины общей деформации превращения.

2. *Сдвиговая мода деформации превращения* путем кооперативных перемещений в плоскостях сдвига групп атомов плотноупакованных плоскостей на расстояния, равные величине их свободных (до столкновения с соседними атомами) перемещений в промежуточной мартенситной фазе.

3. *Поворот, выражаемый антисимметричной частью сдвиговой компоненты тензора дисторсии*, возникающий в условиях стесненности мартенситного (недислокационного) сдвига.

4. *5.23 - градусные повороты*, обеспечивающие реализацию ОС К-3 в ходе превращения.

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П. и др. Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. I. Модель неравновесных фазовых (мартенситных) превращений в полях высоких локальных напряжений // Физика металлов и материаловедение. – 2003. – Т. 95. – № 2. – С. 86-95.
2. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П. и др. Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. II. Влияние двойникования на закономерности переориентации кристаллической решетки в полосах локализации деформации // Физика металлов и материаловедение. – 2003. – Т. 95. – № 3. – С. 88-96.

К ИССЛЕДОВАНИЮ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПО ТЕПЛОВОМУ ИЗЛУЧЕНИЮ

Лукин Е. С., Иванов А. М.

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Россия
luikin@iptpn.ysn.ru, a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

Пластическая деформация поликристаллических материалов представляет собой довольно сложный процесс. Согласно дислокационной теории, пластическая деформация начинается при достижении критического значения плотности дислокаций, при которой возможно проявление коллективных эффектов. Образование и движение (трансляция и ротация) дислокационных и дисклинационных структур отражается на изменении внутренней энергии тела. Согласно первому началу термодинамики, при пластическом деформировании конструкционных сталей поглощенная материалом энергия E определяется как разность между совершенной работой A и количеством тепла Q , выделившемся в процессе пластической деформации.

Таким образом, измерив количество тепла Q и определив затраченную работу A из диаграммы деформирования, можно оценить энергию E , поглощенную материалом (работу пластических деформаций). Наиболее подходящим для измерения температуры образца, подверженного пластическому деформированию, является метод тепловизионной диагностики, который основан на регистрации теплового излучения материала в области ИК-спектра электромагнитного излучения.

Одним из основных требований, предъявляемых к проведению экспериментов с целью изучения закономерностей деформирования материала по тепловому излучению с использованием средств измерения температуры образца, является обеспечение условия адиабатичности. В реальных экспериментах при определении выделившегося количества тепла Q данное условие можно соблюсти только при достаточно высоких скоростях деформации.

В настоящей работе представлены результаты экспериментального исследования влияния скорости деформирования на разогрев образцов из конструкционной стали 18Г2С от начала текучести до потери устойчивости пластических деформаций. Измерение температуры поверхности образцов производилось при помощи тепловизионной камеры ТКВр-ИФП. Стандартные гладкие плоские образцы были подвержены статическому растяжению на универсальной испытательной машине «Инстрон 1195» при скоростях нагружения $0,83 \times 10^{-4}$, $1,67 \times 10^{-4}$, $3,33 \times 10^{-4}$ и $8,33 \times 10^{-4}$ м·с⁻¹.

Установлено, что интенсивность тепловыделения увеличивается с возрастанием скорости нагружения. При возрастании скорости деформирования интенсивность тепловыделения асимптотически стремится к некоторому значению. Вероятно, это определяется теплофизическими характеристиками материала. Полученные результаты могут быть использованы при оценке количества выделенного материалом тепла на основе экспериментально-расчетной методики с учетом потерь тепла за счет конвекционных процессов и теплопроводности материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта №4 по программе фундаментальных исследований Отделения энергетики, машиностроения, механики и процессов управления №3.11.

ОРГАНИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК МОНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ СЖАТИИ

Лычагин Д. В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия

dvl-tomsk@mail.ru

Пластическая деформация кристаллических твердых тел – сложный иерархически организованный процесс, протекающий на разных масштабных уровнях и обусловленный реализацией совокупности механизмов деформации и упрочнения. Неоднородность напряженного состояния приводит к локализации деформации и разрушению материала. В связи с этим необходимо установить факторы, определяющие организацию деформации и их иерархическую соподчиненность.

Объектом исследования являлись монокристаллы ряда ГЦК металлов и сплавов. Монокристаллы с ориентацией оси сжатия в углах стереографического треугольника проявляют заметную индивидуальность не только в зависимости от направления оси деформации, но и в зависимости от ориентации боковых граней. Так при ориентации оси [001] и боковых граней {110} формируются макропачки плоскостей локализованного сдвига, которые не наблюдаются в монокристаллах этой же ориентации с боковыми гранями {100}. В рассматриваемых монокристаллах образуются домены сдвиговой деформации, несовместимость деформации которых компенсируется в них различным образом. В монокристаллах алюминия это происходит путем активного поперечного скольжения по границам доменов, а в никеле – образованием полос деформации.

В [110] монокристаллах характер первичной и вторичной фрагментации в разных материалах становится похожим. Основное отличие заключается в картине следов сдвига внутри каждого домена, равномерное скольжение или пачкообразование которых зависит от энергии дефекта упаковки и состояния твердого раствора. Различие в ориентации боковых граней приводит к разной морфологии первичных доменов сдвига и разному характеру вторичной фрагментации. Для ориентаций оси сжатия [001] и [110] формоизменение монокристаллов хорошо объясняется на основе кристаллогеометрического анализа фрагментации в предположении сдвига по октаэдрическим плоскостям с учетом схемы напряженного состояния в отдельных частях монокристалла.

В монокристаллах с ориентацией оси сжатия [111], начиная с нескольких процентов деформации, формируются системы макрополос деформации, интенсивность действия которых зависит от точности данной ориентировки. Небольшое отклонение оси сжатия на 3...5 градусов способствует активизации одной системы макрополос, что приводит к неравномерному формоизменению образца при осадке, искривлению и потере устойчивости. На кривой деформации это отражается в появлении хорошо выраженного переходного участка между стадиями III и IV, характеризующегося уменьшающимся коэффициентом деформационного упрочнения. Фрагментация монокристаллов данной ориентации определяется областями действия систем макрополос деформации.

В рамках данного подхода анализируется фрагментация в монокристаллах с ориентациями оси сжатия [112] и [1.8.12].

В работе рассматривается эволюция дислокационной структуры и её характер в отдельных элементах деформационного рельефа.

КЛАССИФИКАЦИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Теплякова Л. А., Лычагин Д. В., Беспалова И. В., Куницина Т. С.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия

dvl-tomsk@mail.ru

Деформационный рельеф, формирующийся при нагружении на боковых поверхностях образцов металлических материалов, является источником важной информации о протекании в них пластической деформации на различных масштабно-структурных уровнях. Несмотря на то, что картина рельефа изучается более века, её язык до конца не расшифрован даже для наиболее изученных ГЦК монокристаллов.

В настоящей работе проведен анализ картины деформационного рельефа для широкого круга металлов, сплавов и сталей, подвергнутых активной деформации, выделены его типичные элементы, дано их описание, для многих представлены количественные характеристики и обсуждены возможные механизмы их образования. Выделенные элементы рельефа можно разделить на четыре группы. К первой отнесены элементы, состоящие из следов скольжения, являющихся результатом сдвига (трансляционного скольжения) по плотноупакованным плоскостям: линия скольжения, полоса скольжения (пачка следов скольжения), которая при меньшем увеличении идентифицируется как линия сдвига, полоса или пачка следов сдвига, система следов сдвига, фрагмент (домен) сдвиговой деформации. Вторую группу элементов рельефа составляют полосы сдвига, образованные сдвигом по неплотнупакованным плоскостям. В свою очередь, эта группа разбивается на подгруппы по морфологическим признакам, внутренней структуре, масштабу. Третью группу образуют полосы деформации. Местами их образования в однофазных поликристаллах являются границы зерен, в многофазных материалах с высокодефектной структурой – приграничные области внутрифазных и межфазных границ. В отдельную группу выделены элементы рельефа, формирующиеся при глубоких деформациях: складкообразование, экструзии и интрузии.

В формировании первой группы элементов рельефа полностью находит свое отражение на разных масштабных уровнях протекание сдвиговой деформации многих пластичных ГЦК монокристаллов. Однако энергия дефекта упаковки, температура, кристаллографическая ориентация и другие факторы могут способствовать сужению интервала деформаций трансляционного скольжения. Это приводит к формированию на полированной боковой поверхности элементов рельефа из других групп образований. В большинстве случаев этому способствует накопление дефектов внутри кристалла, увеличение и усложнение характера внутренних полей напряжений, образование разориентированных дислокационных субструктур. Такая структура определяет картину сдвига, которую уже никак нельзя отнести к чистому скольжению по октаэдрическим плоскостям. Это особенно важно, когда речь идет о деформации мезоскопических объемов, и хотя элементарный сдвиг по-прежнему может идти по плотноупакованным плоскостям, общая картина заметно усложняется за счет развития поворотных мод деформации, активизации поперечного скольжения и переползания дислокаций. Считается, что массовое развитие поперечного скольжения в мезо- или даже в макроскопическом объеме приводит к образованию полос деформации, в которых опережающими темпами развиваются разориентировки.

ВРЕМЕННЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОЧНОСТИ НОВОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА

Попов П. В., Орешкин Д. В., Перфилов В. А.

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

Вследствие широкого разброса значений прочности прогнозирование долговечности твердых сплавов (ТС) затруднено. В работе предлагается определить временные характеристики нового твердого сплава (Ti,Cr)B₂–FeMn–FeV, содержащего 40% и 50% (Ti,Cr)B₂ с целью прогнозирования их разрушения.

Исследования проводились на образцах размером (4х3х42) мм³. Исследовалась длительная прочность тугоплавкого материала при комнатной температуре. Испытания проводились четырехточечным изгибом (расстояние между опорами равнялось 38 мм) при ступенчатом нагружении образцов (выдержка на ступеньке – 900 с), $\Delta\sigma = 7$ МПа.

Расчет временных характеристик прочности производился [1], при условии $\ln\tau = \ln A - B\sigma$. Среднее напряжение равно 65,31 МПа и 83,61 МПа. Интегральная вероятность разрушения $W = 3,29$ МПа (ТХБ – 40) и $W = 2,95$ МПа (ТХБ – 50).

Т а б л и ц а 1.

Состав ТС	$\bar{\sigma}$, МПа	lgA, с	B, МПа ⁻¹	$\gamma \cdot 10^{-27}$, м ³	$U_0 \cdot 10^{-19}$ Дж (эВ)
ТХБ – 40	65,31	58,7	0,85	3,5	6,83 (4,27)
ТХБ - 50	83,61	83,8	0,96	3,97	9,22 (5,76)

U_0 – энергия активации процесса разрушения, γ – эффективный активационный объем, пропорциональный перенапряжениям в месте разрушения.

Сравнивая полученные временные характеристики, можно отметить, что увеличение долговечности определяется ростом энергии активации разрушения. Уменьшение энергии активации разрушения для твердого сплава ТХБ – 40 при незначительном изменении эффективного активационного объема связано с уменьшением содержания бора (табл. 2) в матрице. Бор с металлами образует соединение «металл – бор», имеющую большую энергию связи [2], чем «металл – металл». Следовательно, уменьшение содержания бора в матрице должно привести к снижению среднего разрушающего напряжения и долговечности, что и подтверждается результатами табл. 1.

Т а б л и ц а 2. Микрорентгеноспектральный анализ структурных составляющих сплава

Состав	Содержание элемента в матрице, мас. %						
	Fe	Mn	V	Ti	Cr	Si	≈B, C
ТХБ - 40	20,07	39,29	3,41	19,3	4,03	0,296	12,62
ТХБ - 50	14,99	36,29	3,25	17,56	13,0	0,244	13,74

Энергия активации процесса выше расчетного значения энергии активации разрушения за счет дислокационного механизма, который для всех кристаллических тел порядка $U_0 \approx 1 \cdot 10^{-19}$ Дж. Это свидетельствует о разрушении путем разрыва межатомных связей в устье трещины.

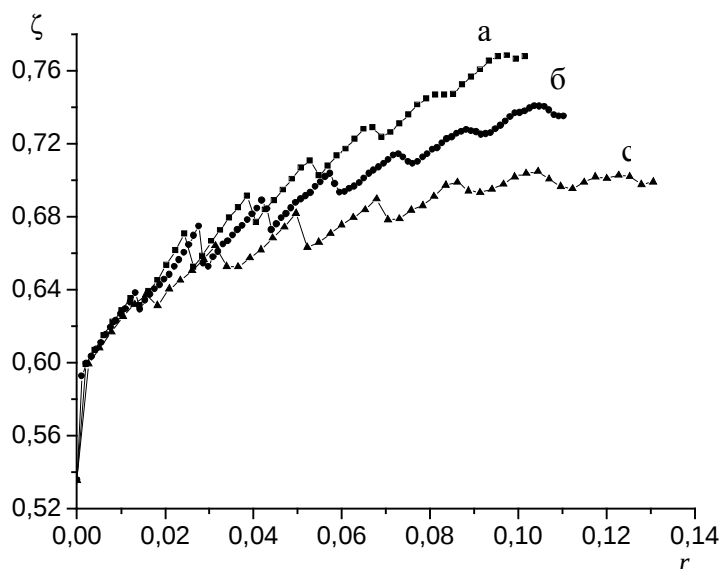
1. Шпейзман В.В., Степанов В.А., Жога Л.В. Проблемы прочности и пластичности материалов. М.: Наука, 1979, с.43-55
2. Самсонов Г.В., Серебрякова Т.И., Неронов В.А. Бориды. М.: Атомиздат, 1975. 376 с.

НЕМОНОТОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЧИСЛА ПАР ЭЛЕКТРОННЫХ СОСТОЯНИЙ АКТИВНЫХ В ГЕНЕРАЦИИ ВОЛН СМЕЩЕНИЙ ОТ ВЕЛИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ

Кащенко М. П., Скорикова Н. А., Чашина В. Г.

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия
mpk46@mail.ru

Ключевую роль для понимания механизма роста мартенситных кристаллов играет расшифровка динамической структуры (полей атомных смещений и деформации) в межфазной области [1]. В частности, при быстром росте кристаллов в металлических сплавах переходных металлов межфазные области характеризуются интенсивными электронными потоками, обусловленными градиентами химического потенциала. Как показано в [1, 2], для идеальных ГЦК и ОЦК решеток возможно выполнение условий генерации волн смещений, несущих пороговую деформацию. Ясно, что переходная область из-за деформации имеет структуру, отличающуюся от структур исходной и конечной фаз. Принципиальным является вопрос об изменении электронного спектра в ходе деформации. В данной работе эта задача решается с использованием простейшего электронного спектра в приближении сильной связи при учете первых и вторых соседей. Аналитическая форма спектра позволяет находить поле групповых скоростей электронов и его изменения при действии деформации произвольной величины. В рассматриваемой модели деформация считается однородной и плоской (с главными значе-



Зависимость ζ от величины r , полученной при разных значениях $\text{tg}|\varphi| = \epsilon_1/|\epsilon_2|$: а) $\blacksquare$ - $|\varphi| = 10^\circ$; б) $\bullet$ - $|\varphi| = 25^\circ$; в) $\blacktriangle$ - $|\varphi| = 40^\circ$.

ниями тензора деформации $\epsilon_1 > 0$, $\epsilon_2 < 0$ и $\epsilon_3 = 0$) с положительным объемным эффектом, т.е. $\epsilon_1 + \epsilon_2 > 0$ (подобная деформация характерна для управления ГЦК – ОЦК перестройкой в сплавах железа). Согласно [3], матричный элемент перехода электронов между узлами, находящимися на расстоянии d друг от друга, пропорционален d^{-2} . Выполненные расчеты относительной доли ζ пар электронных состояний, потенциально активных в генерации волн, демонстрируют немонотонную (квази-осцилляционную) зависимость ζ от величины деформации. Так, на рисунке приведены варианты ради-

альной зависимости ζ от величины $r = \sqrt{e_1^2 + e_2^2}$ вдоль трех лучей, задаваемых определенными значениями полярного угла φ , отсчитываемого от оси ϵ_1 на плоскости переменных ϵ_1 и ϵ_2 . Из рисунка видно, что существует значительная область деформации, характеризующая усредненным нарастанием ζ , которое модулируется квазиосцилляци-

онной зависимостью. Значит, в межфазной области, теряющей устойчивость, развитие деформации, во-первых, способно усилить генерационный эффект, а во-вторых, показывает, что существует спектр выделенных значений деформации r_{im} , характеризующих локальные максимумы функции ζ от r . Представляется естественным рассматривать r_{im} и связанные с ними значения относительного изменения объема в качестве дополнительных пороговых значений, превышение которых может сопровождаться скачкообразным изменением типа деформации межфазной области. Таким образом, имеются “внутренние” первопринципные причины для качественного и количественного описания дополнительных порогов деформационной потери устойчивости превращающихся фаз. Данный вывод, в случае его подтверждения для электронных спектров в приближении сильной связи (для локализованных на узлах d – функций), будет играть фундаментальную роль при физическом описании процессов зарождения и роста кристаллов, а также аккомодации сосуществующих фаз и пластической деформации металлов.

1. Кащенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при γ – α превращении в сплавах на основе железа. Екатеринбург: УИФ “Наука”. 1993. 224 с.
2. Кащенко М.П., Скорикова Н.А., Чашина В.Г. Условия, необходимые для генерации упругих волн неравновесными электронами в металлах с кубической решеткой. // ФММ. 2005. Т. 99. № 5. с. 3-13
3. Харрисон У. Электронная структура и свойства твердых тел. Т. 1. М.: Мир, 1983. 383 с.

СТРУКТУРНАЯ ПРОЧНОСТЬ ИЗНАЧАЛЬНО ИДЕАЛЬНОЙ РЕШЕТКИ. ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ, ФРАГМЕНТОВ, НАНОСТРУКТУР

Аэро Э. Л., Булыгин А. Н.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург
aero@microm.ipme.ru

С целью реалистичной трактовки теоретической прочности решетки развита существенно нелинейная теория упругих и неупругих микродеформаций на основе модели взаимно проникающих подрешеток. Обобщается известная теория акустических и оптических колебаний на случай нелинейного взаимодействия подрешеток. Последнее впервые вводится с учетом внутренней трансляционной симметрии сложной решетки – структура решетки и ее энергия инвариантны и при взаимном смещении подрешеток на целое число периодов. Это позволяет рассматривать силы взаимодействия подрешеток как периодические (например, синусоидальные) функции относительного смещения подрешеток. В классической теории Кармана–Борна–Хуан Куня силы просто линейны по смещениям подрешеток.

Нелинейные уравнения акустической и оптической мод движения оказываются связанными, что позволяет учесть влияние макроскопических деформаций на микроскопические (градиенты относительных смещений подрешеток), т.е. на структуру решетки. Теория справедлива и в случае больших взаимных смещений атомов, в том числе превышающих период решетки.

Это дает возможность рассматривать такие критические явления как катастрофические деформации, структурные переходы, а также процессы возникновения дефектов в изначально идеальной решетке под влиянием критических нагрузок. В конечном счете, развитие этих изменений приводит к разрушению. Универсальный механизм при этом обусловлен тенденцией понижения межатомных потенциальных барьеров при больших искажениях дальнего и ближнего порядка в первоначально идеальной решетке до уровня, который, как считал С. Н. Журков, может преодолеваться далее за счет теплового движения в течение конечного промежутка – времени жизни тела под нагрузкой. Предложенная им формула для расчета времени долговечности в зависимости от нагрузки (и температуры) является, по его собственному мнению, эмпирической и применима лишь к телам, испытывающим малые изменения структуры до разрушения.

Данная теория позволяет рассчитать снижение энергии активации процессов структурных перестроек в зависимости от внешних напряжений и параметров решетки при больших изменениях ее структуры. Нарушение структурной прочности решетки начинается с образования дефектов и переключения связей. Важнейшим этапом предразрушения является фрагментация решетки, которая поддается количественному описанию в рамках данной теории.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИЗНАЧАЛЬНО ИДЕАЛЬНОЙ РЕШЕТКЕ ПРИ КАТАСТРОФИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ. ТЕОРИЯ И МАШИННЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТ.

Аэро Э. Л., Миранцев Л. В.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург
aero@microm.ipme.ru

Структурные превращения в изначально идеальной решетке предсказываются в рамках развитой ранее существенно нелинейной теории упругих и неупругих микродеформаций на основе модели взаимно проникающих подрешеток. Дано обобщение известной теории акустических и оптических колебаний на случай нелинейного взаимодействия подрешеток. Последнее вводится с учетом внутренней трансляционной симметрии сложной решетки – структура решетки и ее энергия инвариантны и при взаимном смещении подрешеток на целое число периодов. Это позволяет рассматривать силы взаимодействия подрешеток как периодические (например, синусоидальные) функции относительного смещения подрешеток. В классической теории Кармана–Борна–Хуан–Куна силы просто линейны по смещениям подрешеток.

Нелинейные уравнения акустической и оптической мод движения оказываются связанными, что позволяет учесть влияние макроскопических деформаций на микроскопические (градиенты относительных смещений подрешеток), т.е. на структуру решетки. Теория справедлива и в случае больших взаимных смещений атомов, в том числе, превышающих период решетки.

Рассматриваются структурные и фазовые превращения при катастрофических нагрузках. Найдены точные решения уравнений, описывающие эффекты возникновения малоугловых границ (рядов дислокаций), линий скольжения и перестройки симметрии решетки. Наблюдаемые эффекты типа Портевена–Ле Шателье (возникновение скачкообразных деформаций неоднородного сдвига при одноосном растяжении с постоянной скоростью) качественно описываются полученными формулами. Нами найдено их подтверждение и на основе метода молекулярной динамики на наноскопических моделях – 1000 частиц, с потенциалом взаимодействия Леннарда–Джонса. Эффек-

ты перестройки симметрии решетки, наблюдаемые при реконструктивных, мартенситных переходах, также описываются настоящей теорией и подтверждаются машинными экспериментами. В частности, в процессе больших колебаний балочки, состоящей из тех же 1000 частиц, происходит перестройка ее первоначальной кубической симметрии в гексагональную. При этом колебания полностью затухают в результате перехода упругой энергии в энергию новой структуры.

ВЛИЯНИЕ ХРОМА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Онегина А. К., Виноградова Л. А., Кремнев Л. С.

МГТУ «СТАНКИН», РГУ Нефти и Газа им. И.М.Губкина
KremnevLS@yandex.ru

Современные быстрорежущие стали, наравне с твердыми сплавами, являются основными материалами в производстве металлорежущих инструментов. В известных стандартах и марочниках насчитывается не менее 40 составов быстрорежущих сталей с различным содержанием вольфрама (от 0 до 18%), молибдена (от 0 до 9%), ванадия (от 1 до 5%), кобальта (от 0 до 10%). Вместе с тем, концентрация хрома в этих сталях практически постоянна и составляет ~4%. Однако в пересчете на атомные проценты содержание хрома в наиболее распространенных быстрорежущих сталях больше, чем других легирующих компонентов. Так, в стали Р6М5 содержится (в % ат.): Cr–4.5%; W–1,9%; Mo–3,0%; V–2,1%.

Эти обстоятельства свидетельствуют о том, что роль хрома в формировании структуры и свойств быстрорежущих сталей изучена недостаточно. В работе исследовали вольфрамовые, вольфрамомолибденовые и молибденовые быстрорежущие стали с различным содержанием хрома (от 1,5 до 4,3%).

Установлено, что влияние хрома на основные свойства быстрорежущих сталей – твердость и теплостойкость – имеет двойственный характер. С повышением его концентрации увеличивается содержание W и Mo в мартенсите вольфрамовых и вольфрамомолибденовых сталей. Это способствует повышению их твердости и теплостойкости, т.к. увеличивает количество дисперсных карбидов, выделяющихся при отпуске и упрочняющих стали.

Вместе с тем, повышенная концентрация хрома в решетке этих карбидов, в которой его атомы замещают атомы W и Mo, уменьшает их устойчивость против коалесценции и поэтому понижает теплостойкость этих сталей. В мартенсите молибденовых сталей, карбиды которых растворяются в аустените при более низких температурах закалки, чем вольфрамовых и вольфрамомолибденовых сталей, концентрация молибдена не понижается с уменьшением содержания хрома. Вместе с тем, дисперсные карбиды отпуска этих сталей с пониженным содержанием хрома обеспечивают им высокую теплостойкость. Быстрорежущие стали с 7-8% Mo опытных и промышленных плавок с пониженной концентрацией хрома имеют твердость 65-66 HRC и теплостойкость 640 С после закалки на 10 балл зерна стандартной шкалы (у стали Р6М5 – 63-64HRC и 620 С, соответственно).

Промышленные испытания инструментов из молибденовых сталей с пониженным содержанием хрома, проведенные на ОАО «АВТОВАЗ», показали их высокую стойкость.

СТРУКТУРНО-СКЕЙЛИНГОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ ДЕФЕКТНЫХ СИСТЕМАХ, РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Наймарк О. Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

naimark@icmm.ru

Развитая статистика конденсированных сред с мезодефектами позволила определить вид параметров порядка и предложить потенциал (неравновесная свободная энергия) как обобщение разложения Гинзбурга-Ландау по тензору плотности дефектов и структурному параметру скейлинга. Принципиальным моментом в обобщении подхода Гинзбурга-Ландау является определение условий термализации существенно неравновесной мезоскопической системы в терминах параметра структурного скейлинга и определение эффективных температур неравновесного состояния. Нелинейность неравновесного потенциала приводит к зарождению коллективных мод дефектов с большими характерными релаксационными временами и, как следствие, «подчинению» динамики наблюдаемых переменных (напряжение, деформация, скорость деформации) динамике коллективных мод в ансамблях дефектов. Это, по-видимому, и является физическим механизмом устойчивости (автомодельности) пластического волнового фронта в металлах (данные Barker и Grady) и эффекта задержки разрушения – «волн разрушения» в стеклах и керамиках. Термодинамические и кинетические свойства ансамблей мезоскопических дефектов исследовались с целью объяснения активационных механизмов пластической деформации в диапазоне скоростей деформации $10^{-3} - 10^7 \text{ с}^{-1}$ и структуры волновых фронтов. Установлена связь указанных переходов с активационной кинетикой типа Аррениуса для низких скоростей деформации и степенной кинетикой для скоростей деформации, превышающих 10^4 с^{-1} . Степенной закон является следствием автомодельной кинетики для структурного параметра скейлинга. Моделирование кинетики деформации показало важность эффектов нелокальности, обусловленных дальнодействием взаимодействия в ансамбле дефектов, что приводит к «диффузионной» динамике распространения пластических фронтов. Переход к степенному закону пространственного скейлинга в ансамбле микросдвигов подтверждает вывод о роли автомодельных эффектов мезоскопической природы, контролирующих кинетику пластических сдвигов при высоких скоростях деформации и играющих принципиальную роль в формировании, свойствах пластических волновых фронтов и кинетике разрушения (структурно-скейлинговые переходы). Исследование динамики трещин в ПММА, анализ фрактографии поверхностей разрушения с использованием высокоскоростной камеры REMIX 100-8 (время задержки 10 мкс) и интерферометра-профилометра New View-5000 (разрешение от 1 нм) подтвердили существование теоретически предсказанной автомодельной асимптотики множественного зарождения трещин, приводящей к формированию волн разрушения. Изучение структурного скейлинга (обусловленного деформационными дефектами) в сечении ударно-нагруженных образцов меди позволили подтвердить связь автомодельного профиля пластических волн с ориентационно-скейлинговыми переходами в ансамбле микросдвигов.

SOLID STATE INTERFACIAL REACTION IN METAL/OXIDE SYSTEMS DURING PLASTIC DEFORMATION OF METALS

Muktepavela F.¹⁾, Bakradze G.¹⁾, Stolyarova S.²⁾

¹⁾ *Institute of Solid State Physics University of Latvia, Riga, Latvia*

²⁾ *Technion, Solid State Institute, Haifa, Israel*

famuk@latnet.lv

The present study is focused on structure and micromechanical properties of metal/oxide interfaces (Al/SiO₂, Al/MgO, In/glass, Mg/SiO₂, etc.) solid-state joints obtained by plastic flow of metals at room temperature.

Experiments with atomically clean contact surfaces were performed by controlled rupture/cleaving of the samples in high vacuum (10⁻⁶Pa). The interfaces were formed under the conditions of plastic flow of metal on the oxide surface. The structure, composition were studied by AFM, X-ray diffraction, SIMS, optical microscopy methods; micromechanical properties were determined by a precision microhardness tester allowing to carry out measurements at application of loads within the range from 1.4mN to 2N.

The results of mechanical tests and data on fracture mode show that the metals Al, In and Mg have the good adhesion to the oxides (Al₂O₃, SiO₂, glass, MgO). Fractures of these joints occurred with the transfer of metal to the surface of oxide, being the evidence of a strong chemical bonding at the metal/oxide interfaces. The adhesion strength of Sn, Cd, Pb was much smaller than in the case of aluminium, indium or magnesium, and in many cases fractures occurred along the metal/oxide interfaces without transfer of metal to the oxide. The observed distinction in adhesion strength between the investigated metals may be explained in terms of the thermodynamics of chemical interaction between metals and oxygen of the oxide. Metals with high affinity for oxygen (Al, In, Mg) form stronger bonds with oxides. However the formation of strong adhesion in these systems occurs not over the whole contact area, but only in the regions of the maximum shear stress.

The AFM studies of fractured surfaces showed that metal transferred to oxide surface has a non-homogeneous nanostructure with a grain size from 30 to 100 nm. This result is confirmed by X-ray diffraction data. The chemical compound of the metal transferred to oxide was experimentally traced level-by-level by SIMS (secondary ion mass spectrometry) method. The oxidised metal and formation of a 0.5-2mm deep Me-MeO reaction zone spreading in the metal, with a gradient of oxygen concentration were observed. Thus, in the regions of maximum shear stress atomic diffusion of oxygen is promoted. Microhardness and brittleness of transferred metals in such regions were higher compared with bulk metal. The change of mechanical properties of metal near the metal/oxide interface corresponds to the SIMS data and testifies to the formation of a reaction zone under plastic deformation of metal on the oxide surface.

The role of deformation defects (dislocations, point defects in oxide) in interfacial reaction was investigated. Influence of dislocations was found to be insignificant; at the same time a high concentration of point defects on oxide surface, the presence of which facilitates formation of metal-oxygen complexes, and the nanostructured state of metal can be the primary factors of interfacial chemical interaction.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕАКТИВНЫХ МОМЕНТОВ КРИВОГО БРУСА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Дюшекеев К. Д., Чымырбаев А. Б.

Нарынский государственный университет, Нарын, Киргизия
dkuban@rambler.ru

Материалы с эффектом памяти формы в последнее время все более интенсивно внедряются в различные области техники и медицины [1]. Одним из элементов конструкций, создаваемых с применением деталей из материала с эффектом памяти формы (ЭПФ), является дугообразный (кривой) стержень. Обычно такой элемент работает на изгиб, при изотермическом нагружении в мартенситном состоянии накапливает фазовую остаточную деформацию, а затем при нагреве ее возвращает. Если перед нагревом ограничить перемещение элемента, то он при обратном мартенситном превращении будет генерировать реактивные усилия.

В данной работе экспериментально исследовалась генерация реактивного изгибающего момента кривым брусом, изготовленным из никелида титана (53,8 вес%–Ti) с прямоугольным поперечным сечением. Брус имел исходную форму в виде полуокружности. Брус, жестко закрепленный одним концом, подвергался чистому изгибу моментом, прикрепленным на другом конце. Чистый изгиб осуществлялся парой сил, имеющей возможность передвигаться вместе с перемещаемым концом деформируемого бруса [2].

Эксперименты проводились по следующей программе. В первой серии опытов: 1. Брус в мартенситном состоянии прогибается до появления в нем фазовых деформаций и полностью разгружается; при этом сечения бруса будут иметь некоторое остаточное перемещение. 2. Брус подвергается нагреву через интервал обратного мартенситного превращения; при попытке бруса возвращать накопленную деформацию он догружается реактивным моментом так, чтобы остаточное перемещение оставалось постоянным. 3. По значениям догружаемого реактивного момента определяется его кинетика роста в интервале температур обратного мартенситного превращения. Во второй серии опытов остаточное перемещение бруса получали охлаждением образца из аустенитного состояния в мартенситное под некоторым начальным изгибающим моментом.

Результаты экспериментов показывают, что брус, имеющий в исходном состоянии форму дуги окружности, и в процессе деформирования, и в процессе генерации реактивного момента сохраняет эту форму. Это обстоятельство позволяет утверждать, что в сечениях бруса возникает чистый изгиб. Зависимость роста реактивного момента от температуры нелинейная, и, как ожидалось, чем выше уровень остаточных перемещений, тем больше значение реактивного момента. Следует отметить, что значение реактивного момента, возникающего при некотором максимальном значении изгибающего момента перед разгрузкой, в среднем составляет его одну третью часть. Значение реактивного момента, возникающего при одинаковом уровне остаточных перемещений, в обоих способах получения фазовой деформации, приблизительно одинаковое.

1. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффекты памяти формы.-Л.: Изд-во ЛГУ, 1987 –216 с.
2. Дюшекеев К.Д., Чымырбаев А.Б. Экспериментальное определение реактивных усилий кривого бруса, изготовленного из материала с памятью формы // Известия ВУЗов, Бишкек. - 2004.- № 6. - С. 24-28.

РЕАКТИВНОЕ УСИЛИЕ ТИТАНО-НИКЕЛЕВОЙ ПРОВОЛОКИ

Дюшекеев К. Д., Чымырбаев А. Б.

Нарынский государственный университет, Нарын, Киргизия

dkuban@rambler.ru

Растяжению проволоки из материала с памятью формы посвящено немало научных исследований и множество статей. Тем не менее, при дальнейшем экспериментальном исследовании термомеханического поведения проволоки обнаруживаются все более новые факты.

В настоящей работе проведено экспериментальное исследование реактивного напряжения, генерируемого титано-никелевой проволокой. Цель исследования заключалась в изучении влияния длины проволоки на величину генерируемого реактивного напряжения.

Испытанию подвергалась проволока из никелида титана (Ti 51,3 ат% -Ni) диаметром 1 мм. Перед каждым испытанием проволока отжигалась при температуре 500 °С в течение одного часа и охлаждалась вместе с печкой. Характеристические температуры фазовых превращений, определенные методом измерения электрического сопротивления, были следующие: $A_H = 65$ °С, $A_K = 88$ °С, $M_H = 46$ °С, $M_K = 27$ °С. Из диаграммы растяжения установлено, что предел фазовой текучести в мартенситном состоянии равен $\sigma_{\phi}^M = 98$ МПа.

Эксперименты осуществляли следующим образом. Образец с определенной рабочей длиной в мартенситном состоянии закрепляли между захватами; при этом один захват (верхний) был неподвижным, а другой (нижний) – мог свободно перемещаться по направляющей. Затем к нижнему захвату подвешивали груз и измеряли удлинение проволоки по перемещению захвата. Далее проволоку полностью разгружали; при этом в образце оставалось остаточное удлинение. К нижнему концу прикрепляли динамометр. Затем пропуская ток через образец его нагревали до 120 °С и фиксировали показание динамометра. После эксперимента проволоку снова отжигали и в таком же порядке повторяли испытание для других значений рабочей длины образца. Жесткость динамометра была равна 408,75 Н/мм.

Результаты экспериментов показали, что величина реактивного напряжения σ_R в значительной степени меняется в зависимости от длины l рабочего участка проволоки (рис.1). Напряжение перед разгрузкой составляло 112,4 МПа, после полной разгрузки остаточная деформация была 0,6-0,7 %. При минимальной длине образца 80 мм генерировалось реактивное напряжение 67,48 МПа, а при максимальной длине 300 мм реактивное напряжение было 291,18 МПа. Другими словами, при увеличении рабочей длины в 3,75 раза, значение реактивного напряжения увеличилось 4,3 раза. Причина такого явления пока остается невыясненной.

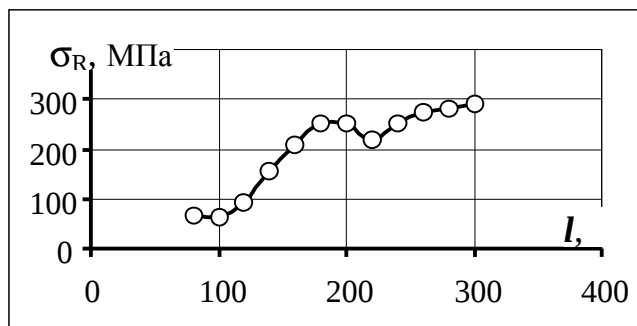


Рис.1. Зависимость реактивного напряжения от длины проволоки.

РЕАКТИВНЫЙ МОМЕНТ ПРЯМОГО БРУСА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Дюшекеев К. Д., Чымырбаев А. Б.

Нарынский государственный университет, Нарын, Киргизия
dkuban@rambler.ru

В настоящей работе изложены результаты экспериментального исследования реактивного усилия консольной балки при поперечном изгибе.

Суть эксперимента заключается в следующем. Балка подвергается изгибу поперечной силой, приложенной к ее свободному концу. Деформирование проводится таким образом, чтобы после снятия нагрузки оставался остаточный прогиб балки. Затем балка "закрепляется" в каком-либо сечении и нагревается через интервал температур обратного мартенситного превращения, в результате чего на месте закрепления балка генерирует реактивное усилие. Ставилась задача экспериментального определения реактивного усилия балки в ее различных сечениях.

Эксперимент проводили на специально сконструированной установке. Прогиб измеряли индикатором часового типа с ценой деления 0,01 мм. Температуры измеряли хромель-алюмелевой термопарой. Характеристические температуры фазовых превращений материала балки следующие: $M_H = 30^\circ\text{C}$, $M_K = -7^\circ\text{C}$, $A_H = 7^\circ\text{C}$, $M_{AK} = 40^\circ\text{C}$. Перед каждым испытанием образец отжигали при температуре 450°C с последующим охлаждением вместе с печкой. Испытуемый образец, изготовленный из никелида титана, имел длину 80 мм, прямоугольное поперечное сечение высотой 1,9 мм и шириной 19,3 мм. Остаточный фазовый прогиб балки получали двумя способами: 1) активным нагружением в мартенситном состоянии и 2) охлаждением под некоторой силой из аустенитного состояния в мартенситное. Причем балка нагружалась во всех экспериментах только в одном сечении – в ее свободном конце.

Эксперименты проводились для трех уровней остаточного прогиба. Как видно

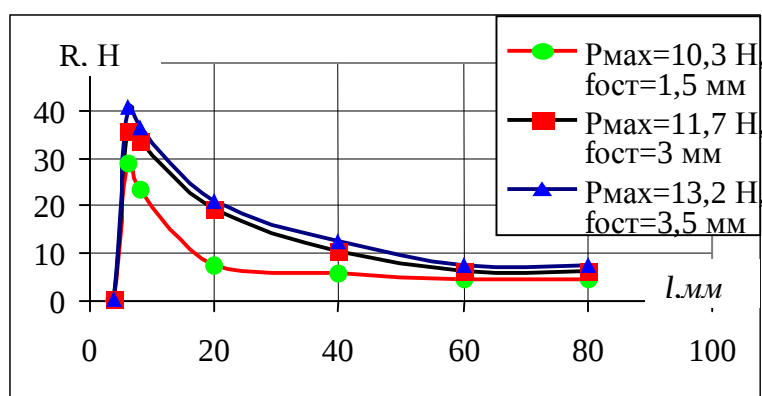


Рис.1. Распределение реактивного усилия по длине балки

из рис.1, чем ближе сечение, в котором определяется реактивное усилие, к опоре, тем больше значение реактивного усилия. Но вблизи самой опоры реактивное усилие резко падает. Такое явление можно объяснить тем, что начиная со свободного конца до некоторого сечения, являющегося границей упругой и упруго-фазовой областей, влияние упругих деформаций на реактивное усилие посте-

пенно уменьшается. А при перемещении точки определения реактивного усилия с граничного сечения к опоре уменьшается объем накопленной фазовой деформации, следовательно, уменьшается значение реактивного усилия. Аналогичная картина наблюдается и в том случае, когда фазовые перемещения получали охлаждением балки, нагруженной в аустенитном состоянии (рисунок не приведен).

ДИНАМИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ФОРМИРОВАНИЯ ДВОЙНИКОВОЙ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Вихарев С. В., Кащенко М. П., Чашина В. Г.

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия

mpk46@mail.ru

В [1] было впервые отмечено, что формирование тонкой структуры двойников превращения в мартенситном кристалле можно рассматривать как следствие согласованного распространения относительно длинноволновых волн смещения (задающих толщину кристалла и его габитус) и относительно коротковолновых смещений, распространяющихся вдоль осей симметрии четвертого порядка и задающих минимальную толщину основной компоненты двойниковой структуры (порядка половины длины волны коротковолнового смещения). В [2] эта идея описания двойникового реализована для модели, предполагающей наличие в предпереходной температурной области структуры коротковолновых смещений описываемых суперпозицией двух стоячих волн. Роль потенциально активных ячеек выполняют прямоугольные параллелепипеды. В плоскости (001) сечение таких параллелепипедов образует структуру типа «шахматной доски», клетки которой испытывают синхронные деформации типа растяжение-сжатие при общем длинноволновом растяжении в ортогональном к плоскости направлении. Второе длинноволновое смещение распространяется в плоскости «шахматной доски», неся деформацию сжатия и выделяя основную компоненту двойниковой структуры. Тогда, задавая ширину фронта длинноволнового смещения в плоскости (001), можно получать разнообразные распределения основной и двойниковой компонент, причем двойниковая компонента считается возникающей в промежутках между основными компонентами как следствие релаксации напряжений, формирующихся в прилегающих областях.

Несмотря на высокую информативность модели [2], в ней используются два существенных упрощения, идеализирующие ее. Во-первых, считается, что минимальная ширина прорастающей пластинки основной компоненты в $\sqrt{2}$ раз больше параметра коротковолновой ячейки, т.е. в объем пластинки основной компоненты двойниковой структуры включается и граничная область с близкой к нулевому уровню деформации. Во-вторых, идеализированная структура шахматной доски считается существующей во всем объеме кристалла. В данной работе предлагается уточненные волновые схемы прорастания формирования основной компоненты двойниковой структуры. Показано, что использование наиболее радикального предположения о существовании идеальной структуры синхронных коротковолновых смещений во всем объеме кристалла не является обязательным. Естественно предположить существование структуры такого сорта лишь в некоторой начальной локальной области, что не противоречит экспериментальным данным о структуре коротковолновых смещений и, кроме того, учесть возможность излучения управляющих ростом тонкой структуры волн превращающимися коротковолновыми ячейками не только в направлении суперпозиции [110], но и в ортогональном к нему $\bar{1}\bar{1}0$ направлении. Наряду с использовавшимися ранее в [2] свободными параметрами учитывается дополнительно затухание коротковолновых пучков, переизлучаемых в ортогональном направлении и формирующих новые активные коротковолновые ячейки. Таким образом можно считать, что структура типа «шахматной доски» воспроизводится в ходе роста мартенситного кристалла в межфазной переход-

ной области, размер которой порядка половины длины волны длинноволнового смещения в плоскости (001).

1. Кащенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при $g - a$ превращении в сплавах на основе железа. Екатеринбург: УИФ «Наука», 1993г. 224с.
2. Чашина В.Г. Динамические модели формирования двойников превращения и полос неоктаэдрического сдвига. Дис. на соискание уч. степ. к. ф.-м. наук. Екатеринбург 2000г. 139с.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti-Ta

Перадзе Т., Стаматели Ю., Берикашвили Т., Челидзе Т.,
Горгадзе К., Перадзе Х., Арабаджян Н.

Грузинский Технический Университет, Тбилиси, Грузия

anasta@geo.net.ge

Исследовали мартенситные превращения и эффекты памяти формы в сплавах Ti-43,2масс.%Ta, Ti-50масс.%Ta и Ti-59,8масс.%Ta. Сплавы предварительно закаливали после часового отжига при 1000 °C. Фазовый состав в исходном состоянии контролировали рентгенографически. В случае Ti-43,2масс.%Ta это был α'' -мартенсит, для Ti-50масс.%Ta – $\alpha'' + (\beta)$ и $\beta + (\alpha'')$ для сплава Ti-59,8масс.%Ta. Характер фазовых превращений исследовали методом дифференциальной калориметрии. Предварительная деформация методом кручения.

Эффект памяти формы исследовали после задания предварительной деформации, которую проводили двумя способами в режиме кручения. В первом случае образец нагружали в интервале температур $M_s < T < A_s$, заземляли образец и охлаждали до комнатной температуры в заземленном состоянии. Во втором случае охлаждение после изотермического нагружения в интервале температур $M_s < T < A_s$ происходило при действии постоянной приложенной нагрузки. Для всех сплавов степень восстановления формы при исходной деформации до 4-5% была не ниже 90-98%. Исследование реактивных напряжений производили при нагреве до 800 °C жестко закрепленных с обоих концов образцов сплавов. Максимальное значение реактивных напряжений для различных степеней исходной деформации достигалось в интервале температур 400-500 °C. Их величина при предварительной деформации 8-10% достигала 350-450 МПа. Сверхупругость сплавов при комнатной температуре при деформации 4-5% возрастала с 60-70-% до 97-100% после четырех-пяти циклов нагружение-разгрузка. Демпфирующая способность $\Psi = 2\pi Q^{-1}$ (Q^{-1} внутреннее трение) в области температур обратного мартенситного превращения составляла 13-23% для герцевых и ~6% для килogerцевых частот колебания.

Проект МНТЦ №G-499

НЕУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti–Nb

Перадзе Т., Стаматели Ю., Берикашвили Т., Челидзе Т.,
Горгадзе К., Перадзе Х., Сердобинцев В.

Грузинский Технический Университет, Тбилиси, Грузия
anasta@geo.net.ge

Исследовали неупругие эффекты в бинарных сплавах Ti–25,9масс.%Nb, Ti–29,8масс.%Nb и Ti–33масс.%Nb. Сплавы закаливали после часовой выдержки при температуре существования β -аустенита (950-1000 °С). Закалка фиксировала α'' -мартенсит в Ti–25,9масс.%Nb, $\alpha''+(\beta)$ в Ti–29,8масс.%Nb и $\alpha''+\beta$ в Ti–33масс.%Nb. Исходный перед деформацией фазовый состав контролировали рентгенографически. Фазовые превращения исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии в диапазоне температур от комнатной до 700 °С. Эффект памяти формы, сверхупругость, демпфирующую способность и реактивные напряжения исследовали в режиме кручения. При исследовании эффекта памяти формы предварительную деформацию задавали за счет пластичности прямого превращения – после изотермического нагружения образца при $T > M_s$ осуществляли его охлаждение до комнатной температуры при постоянно действующем напряжении. Для значений деформации, не превышавших 5%, степень восстановления формы была не ниже 95-98%. Увеличение исходной деформации снижало степень восстановления формы. Измерение величины реактивных напряжений при нагреве (до 800 °С) жестко закрепленных с обоих концов образцов показало максимальные значения 400-450 МПа для всех сплавов при степени исходной деформации 8-10%.

Сверхупругость при комнатной температуре после 5-6 циклов нагружение-разгружение возрастала (при полной деформации порядка 4-5%) в среднем с 50 до 100%, практически у всех сплавов.

Демпфирующую способность сплавов, связанную с протеканием обратного мартенситного $\alpha'' \rightarrow \beta$ превращения, исследовали методом прямого маятника и акустического спектрометра. В области герцевых частот демпфирование колебаний сплавами изменялось от 10% до 20% и составляло ~3% для частоты вынужденных колебаний в килогерцовом интервале.

Проект МНТЦ №G-499

НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ЭПИТАКСИИ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ НА ОКСИД МАГНИЯ

Митлина Л. А., Виноградова М. Р., Великанова Ю. В., Бадртдинов Г. С.,
Косорлуков И. А.

СамГТУ, Самара, Россия
juliavl@mail.ru

Монокристаллические пленки феррошпинелей из-за высокой намагниченности и больших полей анизотропии являются перспективным материалом для разработки СВЧ устройств на магнитостатических волнах [1]. Однако в ходе технологического процесса получения они претерпевают пластические деформации различного вида за счет релак-

сации гетероэпитаксиальных и термических напряжений. При этом формируются различного типа дислокационные структуры: хаотическое распределение дислокаций, короткие скопления дислокаций, ориентированные скопления дислокаций, малоугловые границы. Это обстоятельство оказывает существенное влияние на магнитные и механические свойства пленок.

В данной работе объектами исследования были выбраны пленки $\text{Mg}_x\text{Mn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$. Пленки получены методом химических транспортных реакций на (001) плоскости оксида магния. Рентгенографические исследования свидетельствуют о том, что образцы однофазны и имеют структуру шпинели.

Металлографическими исследованиями установлено, что структура всех пленок является неоднородной по сечению, что свидетельствует о неоднородных условиях деформации. Условно поперечное сечение образца можно разбить на три зоны: 1) поверхностная зона; 2) промежуточная зона, занимающая основной объем материала; 3) пограничная зона пленка-подложка.

Сравнительный анализ исследуемых образцов методом индентирования показал, что зависимость микротвердости (H) и микропрочности (s) от глубины внедрения индентера (h) не монотонны. Максимум кривых $H = f(h)$ и $s = f(h)$ смещаются в область малых толщин поверхностных слоев ($2,4 \pm 1,2$ мкм) по мере роста магния в составе. Вакуумный отжиг увеличивает глубину поверхностного слоя. Зависимость микропрочности от размеров блоков описывается уравнением

$$s = s_0 + \kappa l^{-1/2}.$$

Рентгенотензометрические, металлографические исследования и исследования кинетических явлений свидетельствуют о следующей зависимости степени дефектности структуры от химического состава:

x	Химический состав	Остаточная деформация, e	Разориентация блоков, q	Линейная плотность дислокаций по границам блоков, $n_l, \text{см}^{-1}$	Поверхностная плотность дислокаций, $n, \text{см}^{-2}$	Концентрация плотности Fe^{2+}
1	MnFe_2O_4	10^{-2}	$20'$	$9,8 \cdot 10^4$	10^6	10^{-3}
0,6	$\text{Mg}_{0,6}\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_2\text{O}_4$	10^{-3}	$11' \div 14'$	$4,9 \cdot 10^4$	10^5	10^{-2}
0,8	$\text{Mg}_{0,8}\text{Mn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$	10^{-4}	$1' \div 3'$	$5 \cdot 10^3$	10^4	10^{-1}

Экспериментально наблюдаемая линейная плотность дислокаций на гетерогранице (в поперечном слое) пленок, выращенных при одинаковых технологических условиях, растет с увеличением несоответствия решеток, т.е. при уменьшении x в составе от 0,8 до 0 и составляет $(3,7 \div 7,4) \cdot 10^3 \text{ см}^{-1}$. Это на два порядка ниже критической плотности дислокаций несоответствия, необходимой для полной компенсации периодов решеток оксида магния и феррита, что указывает на частичную релаксацию гетероэпитаксиальных напряжений за счет пластической деформации магний-марганцевых ферритов.

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ

Панькин Н. А., Смоланов Н. А.

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

smolanovna@freemail.mrsu.ru

Эксплуатационные характеристики ионно-плазменных покрытий определяются параметрами процесса модификации поверхности. Важный параметр, не достаточно исследованный в литературе – месторасположение образца в объёме вакуумной камеры.

Цель настоящей работы – исследование зависимости физико-механических свойств системы «плёнка TiN-подложка» от расстояния до катода.

Покрываются наносились на установке ННВ-6.6И4 методом КИБ [1]. Рентгенографическое исследование поверхностного слоя проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6 в медном излучении. Микротвёрдость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при различных нагрузках на индентор. Топографию поверхности исследовали на оптическом микроскопе МЕТАМ 21.

Обнаружено присутствие в покрытии сферических включений с диаметром не более 15 мкм – макрочастиц материала катода (капельная фаза). По мере удаления от катода средний размер капель изменяется от 2.5 до 0.9 мкм, соответственно, для 22 и 72 см, при одновременном увеличении их числа (см. рис. 1).

Рентгенографические исследования показали, что покрытие состоит из δ -фазы нитрида титана (решётка типа NaCl). Зависимости фазового состава от расстояния до катода выявлено не было.

Наличие капельной фазы создаёт вокруг себя поля деформаций кристаллической решётки нитрида титана, которые вносят вклад в величину микродеформаций ϵ . Результаты расчёта микродеформаций представлены на рис. 2. Определённый вклад в величину ϵ вносят избыточное содержание титана или азота в структуре формируемой плёнки. Уменьшение микродеформаций при расстояниях, больших 32 см, связано, вероятно, с формированием структуры, близкой к стехиометрическому составу.

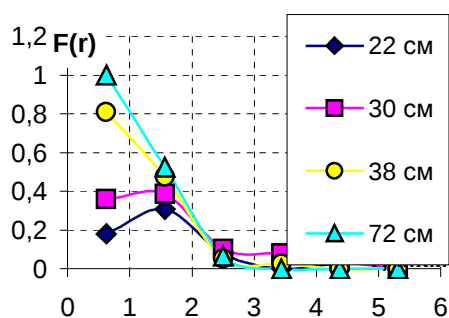


Рис. 1. Функция распределения частиц капельной фазы $F(r)$ по размерам для различных расстояний

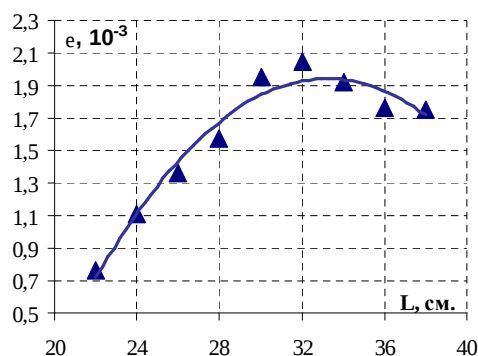


Рис. 2. Зависимость величины микродеформаций от расстояния до катода.

При увеличении расстояния микротвёрдость системы «плёнка-подложка» изменяется от 2.8 до 2.3 ГПа. Малые значения твёрдости связаны с влиянием материала подложки ($HV = 1.8$ ГПа) и небольшой толщиной наносимого покрытия.

1. Аксёнов И.И., Андреев А.А., Брень В.Г. и др. //УФЖ. 1979, Т. 24. № 4. С. 515-525.

ОСОБЕННОСТИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ

Смоланов Н. А., Панькин Н. А.

Мордовский государственный университет им. Н. П. Огарёва, Саранск, Россия
smolanovna@freemail.mrsu.ru

Изучению прочности поверхностных слоёв в условиях сложного нагружения уделяется большое внимание. Несмотря на введение в 1999-2001 гг. ГОСТа на методы и средства, остаётся много неясного в определении и оценке износостойкости поверхности в условиях чистого трения (качения) и износоусталостных испытаний при одновременном и совместном действии контактного давления и циклических напряжений [1, 2]. Важным фактором при определении прочностных свойств является масштабный уровень нагружения. Известно, что увеличение предела прочности ведёт к уменьшению усталостной прочности, что является следствием снижения критической скорости деформации.

Одним из методов упрочнения поверхностных слоёв является их модификация с созданием структур (плёнок), способных быстро релаксировать критические напряжения. Это методы наплавки поверхности деталей модулированным током; создание заранее ослабленного слоя (пористого или с наполнителем); микродугового оксидирования и т.д.

Целью настоящей работы является определение износостойкости модифицированной поверхности различных сталей ионно-плазменными потоками и полученными при этом одно- и многослойными плёнками на основе карбидов и нитридов титана.

Основные результаты работы:

1. Проведён анализ литературных данных (свыше 50 источников) о влиянии различных режимов ионно-плазменной обработки на прочность (износостойкость) поверхностных слоёв. Общий вывод: существует определённая взаимосвязь между структурными характеристиками покрытий и их поведение при эксплуатации. Вместе с тем, различие в методах получения и исследования часто приводит к большому разбросу результатов, полученных различными авторами.

2. Методом конденсации с ионной бомбардировкой на установке ННВ 6.6И4 получены износостойкие покрытия на основе TiCN. Режимы нанесения: ток дуги - 75 А, потенциал смещения – 250 В, давление реакционного газа – 10^{-2} Па.

3. Проведены на машине для усталостных испытаний исследования процессов трения и изнашивания в широком диапазоне циклических и контактных нагрузок. Изучен рентгенофазовый состав продуктов износа. Определены связь между износостойкостью и наиболее значимыми факторами: толщиной покрытия, параметрами атомно-кристаллической решётки, степенью текстурированности и т.д.

4. Полученные результаты анализируются в рамках существующей структурно-энергетической теории, которая в качестве основного критерия износостойкости рассматривает критическую плотность потоков энергии волн упругости и пластической деформации, достаточных для образования продуктов изнашивания.

1. Н.А.Махутов, Л.А.Сосновский, Гао Ван-Чжэн. Методологические основы трибофатики //Заводская лаборатория. 2002, Т. 68, № 6. С. 29-41.
2. М.И.Петржик, Д.В.Штанский, Е.А.Левашов. Современные методы оценки механических и трибологических свойств функциональных поверхностей. //«Тонкие плёнки в электронике». Материалы XVI Международного симпозиума. М.: «Техномаш». 2004. С. 311-318.

ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Co–Ni–Al

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

panchenko@spti.tsu.ru

На ферромагнитных монокристаллах Co–33%Ni–27%Al (I), Co–33%Ni–29%Al (II), Co–35%Ni–30%Al (III) (ат.%) проведены систематические исследования влияния химического состава, термической обработки (закалка от 1623 К в воду и охлаждение от 1623 К на воздухе), ориентации кристалла, способа деформации (растяжение, сжатие) на термоупругие B2–L1₀ МП, механические и функциональные свойства кристаллов – эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ).

Термические обработки, вариации химического состава позволят управлять температурами МП M_s , M_f , A_s , A_f , температурным и механическим гистерезисом, температурным интервалом СЭ и величиной максимальной обратимой деформации при реализации ЭПФ и СЭ.

В закаленном состоянии монокристаллы Co–Ni–Al (I, II, III) характеризуются низкими критическими напряжениями мартенситного сдвига при $T = M_s$ $\sigma_{кр} = 15\text{--}25$ МПа, температурный гистерезис составляет $\Delta T = 40\text{--}50$ К. Минимальные температуры МП (определяемые по зависимости электросопротивления от температуры) наблюдаются в монокристаллах III ($M_s = 175$ К). Уменьшение содержания Al и Ni способствует росту температур МП: $M_s = 218$ К в монокристаллах II и $M_s = 266$ К в монокристаллах I. Медленное охлаждение на воздухе от 1623 К приводит к снижению температур МП на 50–70 К относительно закаленного состояния, а так же к уменьшению температурного гистерезиса до $\Delta T = 14\text{--}20$ К и росту критических напряжений мартенситного сдвига при $T = M_s$ до $\sigma_{кр} = 50$ МПа.

В монокристаллах Co–Ni–Al (I, II, III) СЭ наблюдается при $T > A_f$ в широком температурном интервале $\Delta T_{СЭ} = 130\text{--}220$ К при деформации растяжением и сжатием. Изменяя химический состав и варьируя термообработки, можно конструировать монокристаллы Co–Ni–Al как с низкотемпературной СЭ при $T = 180\text{--}190$ К (монокристаллы III), так и с высокотемпературной СЭ вплоть до $T = 590$ К (закаленные монокристаллы I). Максимальная величина обратимой деформации при реализации СЭ в [001] монокристаллах Co–Ni–Al составляет 3.5–4% при растяжении и 2–2.5% при сжатии. Эти значения в 2 раза меньше величины ЭПФ – в [001] монокристаллах I величина ЭПФ при растяжении составляет $8 \pm 0.5\%$ и является близкой к теоретически рассчитанной величине деформации решетки (9%). Величина механического гистерезиса при деформации растяжением и сжатием в [001] монокристаллах I, II слабо увеличивается с ростом температуры испытания и составляет $\Delta \sigma = 50\text{--}70$ МПа, тогда как в [123] монокристаллах III при деформации сжатием обнаружено уменьшение механического гистерезиса в 3 раза с ростом температуры испытания от 190 до 313 К.

Таким образом, новые ферромагнитные кристаллы Co–Ni–Al с термоупругими B2–L1₀ МП испытывают значительные обратимые деформации до 8%, обладают большим температурным интервалом СЭ, что позволяет использовать функциональные свойства данных сплавов в широком температурном интервале 180 – 590 К.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта № 16-04-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНУО «Интелс», Гранта CRDF, RE 1-2525-TO-03 и программы Минобрнауки РФ № 37799.

ТЕМРОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga

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

panchenko@spti.tsu.ru

Ферромагнитные сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (МП) могут преобразовывать сигнал в форме тепловых, механических и магнитных полей в механическую энергию и представляют большой практический интерес как многофункциональные материалы. В данной работе проведено систематическое исследование характеристик термоупругих $B2(L2_1)$ - $L1_0$ МП, эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) на ферромагнитных [110], [123] монокристаллах Ni-19%Fe-27%Ga (ат.%) без дополнительных термических обработок (кристалл А) и подвергнутым различным термообработкам: отжиг при 1350 К в течение 3 часов, закалка в воду (кристалл В) и отжиг при 1350 К в течение 3 часов, закалка в воду + отжиг при 783 К, 1 ч., закалка в воду (кристалл С).

Экспериментально показано, что в кристаллах А температура начала обратного МП A_s превышает температуру начала прямого МП M_s ($A_s > M_s$), прямое и обратное МП протекает в очень узком температурном интервале ~ 3 К, с узким температурным гистерезисом $\Delta T = 5$ К. Это свидетельствует о малой величине рассеяния энергии при развитии МП. По сравнению с кристаллами А, отжиги в монокристаллах Ni-Fe-Ga (кристаллы В и С) приводят к росту температуры МП M_s на 5 и 20 К, соответственно, увеличению температурного интервала прямого и обратного МП до 20-25 К и температурного гистерезиса до $\Delta T = 8-10$ К. В кристаллах В и С изменяется соотношение температур начала прямого и обратного МП – A_s меньше M_s на 10-12 К. Значит, развитие обратного МП в данных кристаллах происходит за счет упругой энергии, накопленной при прямом МП, в условиях противодействующей химической движущей силы превращения.

Монокристаллы А, В и С характеризуются низкими значениями критических напряжений мартенситного сдвига ($\sigma_{кр} = 4-15$ МПа) и слабой их зависимостью от температуры при $T < M_f$. Низкие значения $\sigma_{кр}$ при $T < M_f$ свидетельствует о малых силах трения при движении межвариантных и двойниковых границ в мартенсите под действием нагрузки, что является необходимым условием реализации больших обратимых деформаций при проявлении обычного и магнитного ЭПФ. Установлено, что максимальная величина ЭПФ составляет в [011] кристаллах В $\sim 6.6\%$, в кристаллах А и С $\sim 7\%$.

В монокристаллах А, В и С наблюдается СЭ в широком температурном интервале: 70 К в кристаллах А, 90-110 К в кристаллах В и С. Максимальная величина обратимой деформации при реализации СЭ в [110] монокристаллах В и С составляет 4.0-4.5%, [110] монокристаллы А - 2.5 %, при больших деформациях кристаллы разрушаются. Кристаллы А, ориентированные вдоль [110], [123] направления, характеризуются очень узким механическим гистерезисом $\Delta\sigma = 15-20$ МПа, который не зависит от температуры испытания. В монокристаллах В и С минимальная величина механического гистерезиса составляет $\Delta\sigma = 80$ МПа и механический гистерезис увеличивается в 2-3 раза с ростом температуры испытания и уровня деформирующих напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта № 16-04-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНУО «Интелс», Гранта CRDF, RE 1-2525-TO-03 и программы Минобрнауки РФ № 37799.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВИБРОМЕХАНИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ГЦК-МАТЕРИАЛОВ

Печина Е. А.¹⁾, Демаков С. Л.²⁾

¹⁾ ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия, el_pechina@rambler.ru

²⁾ УГТУ – УПИ, Екатеринбург, Россия, tofm@mail.ustu.ru

Известно, что формирование в деформируемом материале текстуры типа (111) указывает на исчерпание ресурса пластичности материала, что приводит к затрудненному формоизменению. В ходе многоцикловых методов холодной обработки для исправления текстуры используют промежуточные отжиги, что энергоемко. Данная текстура возникает из-за неоднородности деформации материала. Поэтому желательно обеспечить однородность деформации материала, чтобы отдалить появление такого типа текстуры в ходе формоизменения.

Ранее были показаны преимущества метода вибромеханического обжатия (ВМО) по сравнению с традиционными методами обработки материалов давлением. Установлено, что метод ВМО, по сравнению с прямым прессованием (ПП), не приводит к значительному изменению толщины стенки получаемых труб с уменьшением их диаметра. ВМО труб из промышленных материалов (АК8, Д16, М2, Л62) не вызывает заметного изменения показателей прочности и пластичности с увеличением количества проходов материала через деформирующий элемент, по сравнению с ПП. Данное обусловлено особенностями метода ВМО, деформирование в условиях которого производится сжимающим разрезным деформирующим элементом с малой амплитудой сжатия за один цикл, с фиксированной частотой и переменной скоростью деформирования по заданному закону нагружения.

В настоящей работе проведены исследования по определению влияния количества проходов материала труб через деформирующий элемент на структуру и текстуру промышленных алюминиевых сплавов АК8 и Д16, меди М2 и латуни Л62. Для сравнения проведены параллельные исследования на образцах из меди М2 и сплава Д16, деформированных методом ПП.

Методами световой микроскопии и рентгеновской дифракции показано, что

- метод ВМО, по сравнению с ПП, приводит к меньшей локализации деформации на внутренней поверхности трубных образцов;
- в случае ВМО и ПП формируется разная текстура деформации;
- рентгеновская дифракция исследованных ГЦК-материалов по слоям в объеме материала от внешней поверхности стенки трубы до внутренней в случае ВМО более однородна, в отличие от ПП, что указывает на более «щадящее» воздействие схемы деформации ВМО на материал при прохождении его через деформирующий элемент.
- характерно для обоих методов формирование текстуры типа (111) с увеличением количества проходов, тем не менее, на ВМО-образцах, прошедших большее количество проходов, чем на прессованных, замечено ее более «позднее» появление, что хорошо согласуется с данными микроструктурных исследований.

Таким образом, учитывая лучшее качество поверхности прессованных полуфабрикатов чем ВМО-деформированных и более позднее исчерпание ресурса пластичности в случае ВМО, по сравнению с ПП, предполагается, что наиболее выгодно в плане получения готового изделия с целью экономии и качества применение на начальных стадиях метода ВМО, а на конечной (завершающей) стадии метода ПП.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ВОКРУГ ОТПЕЧАТКА МИКРОТВЕРДОСТИ, ОБНАРУЖИВАЕМЫЕ ПО ЭКЗОЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ

Шахназаров А. Ю., Пряхин Е. И., Шахназаров Ю. В.

СПбГПУ, СЗТУ, Санкт-Петербург, Россия
tvim@nwpi.ru

Навалы, сдвиги (полосы скольжения) вокруг отпечатка микротвердости описаны достаточно подробно. Обнаружены явления вокруг отпечатка, не описанные в литературе.

Иногда на расстоянии ~ 20 мкм наблюдаются двойные кольца диаметром ~ 5 и ~ 4 мкм. Они легко удаляются протиркой ватой, что позволяет считать их образованиями из пыли, покрывающей поверхность шлифа.

При нагружении создается большое количество дефектов кристаллического строения, что может вызвать контактную разность потенциалов и экзоэлектронную эмиссию. Активными источниками, центрами экзоэмиссии могут быть, например, места выхода дислокаций на поверхность металла, а также скопления точечных дефектов. Добавим, что экзоэлектронная эмиссия может иметь место в ряде случаев не только при рентгеновском, ультрафиолетовом облучении, но и при облучении видимым светом.

Неоднородность электрического поля может вызвать электризацию пылинок, концентрически располагающихся вокруг активного места на шлифе. Это не позволяет связать природу колец с неметаллическими включениями как центром кольца, т.к. они равномерно распределены по всей поверхности шлифа.

Двойные кольца наблюдаются на мартенсите стали ХВГ, т.е. в структуре, где плотность дефектов кристаллического строения очень высока. Это также ставит под сомнение связь природы колец с активностью дефектных мест.

Поскольку кольца наблюдаются и на феррите стали ОХ13, то трудно связать эмиссию с плотностью дефектов кристаллического строения. Кольца гораздо чаще наблюдаются на зернах феррита, где видны сдвиги (полосы скольжения). В зернах, “закрытых” для сдвигов, колец почти не бывает. Поскольку и при наличии, и при отсутствии сдвигов деформация имеет место, можно предположить связь природы со спецификой деформации для этих двух случаев.

Кольца образуются также на титановом сплаве с 5% Al, 2% V как на плоскости базиса, так и на плоскости призмы и (или) пирамиды. Это не позволяет “привязывать” кольца к типу решетки (ГПУ у титана, ОЦК у феррита и мартенсита) и к текстуре.

На плоскости базиса после индентирования вокруг отпечатка также образуются многоугольники (чаще треугольники), примыкающие к краям отпечатка. Они выглядят более темными, чем светложелтая плоскость базиса. Их можно объяснить отслаиванием пленки с поверхности шлифа, окрашенного травлением.

Кольцевые образования совершенной яйцеобразной формы наблюдаются в кометообразных отпечатках, сделанных на наклонных шлифах из стали ХВГ. Этот вид отпечатка частично образован царапанием; явление также недолговечно и его не удалось сфотографировать. Большая ось эллипса – “яйца” равна 8,5 мкм, а малая ~ 4 мкм.

Подобные пузырьковые образования, но рядом с царапинами, наблюдаются в хрупком карбиде кремния.

УЧЕТ ВРЕМЕНИ В ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИИ НЕУПРУГОСТИ ДЛЯ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

Кадашевич Ю. И., Помыткин С. П.

СПбГТУ растительных полимеров, Санкт-Петербург, Россия

sp@pom.usr.pu.ru

В рамках эндохронного подхода предложен метод описания больших (конечных) деформаций в материалах, неупругое поведение которых в процессе нагружения и деформирования зависит от времени. Предполагая, что предел текучести - функция времени, сформулированы простейшие определяющие уравнения эндохронного типа, учитывающие вязкие свойства материалов и конечные неупругие деформации. Отмечается, что при малых деформациях представленные соотношения входят в класс моделей вязкоупругости, вязкопластичности и ползучести эндохронного типа, предложенные И. И. Бугаковым, Д. Л. Быковым, К. С. Валанисом, В. С. Клеевым и Г. Д. Федоровским.

Теоретические расчеты и сравнение их результатов с экспериментальными наблюдениями показали, что с использованием геометрически нелинейных эндохронных соотношений, зависящих от времени, без привлечения каких-либо иных дополнительных гипотез удалось описать некоторые тонкие явления неупругого поведения материалов при простом и сложном нагружении:

- установлено, что при жестком циклическом нагружении в условиях простого сдвига формируется предельная петля гистерезиса не только для сдвиговых, но и для осевых напряжений;
- при прямом активном деформировании обнаружен экспериментально описанный Монтелье [1] "эффект осцилляции" – релаксация осевого напряжения после достижения им экстремума;
- в процессе ползучести при задании сдвиговых напряжений кроме сдвиговой деформации возникает и развивается осевая;
- при фиксированной сдвиговой деформации помимо релаксации сдвигового напряжения изменяется и осевое.

Изучены особенности деформированного состояния при мягком нагружении. Показана возможность описания эффекта Ольшевского [2]. Проанализировано поведение материала при изохорическом растяжении.

Дополнительно, в связи с изучаемыми задачами, представлены некоторые общие результаты, относящиеся к эндохронному подходу, тензорному исчислению и исследованию геометрической нелинейности материалов. В частности, указаны способы вычисления ортогонального тензора поворота при задании градиента деформации и показано, что теоретические результаты могут зависеть от формы градиента деформации и начальных значений его компонент.

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

1. Montheillet F., Cohen M., Jonas J.J. Axial stresses and texture development during the torsion testing of Al, Cu, α -Fe // Acta Metallurgica. 1984. Vol. 32. P. 2077-2089.
2. Brocks W., Lin R. An extended Chaboche viscoplastic law at finite strains and its numerical implementation: GKSS report. Geesthacht. 2003. N20. 25s.

СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕСТРОЙКИ В АЛЮМИНИДАХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ И УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Бродова И. Г., Шабашов В. А., Ленникова И. П.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
brodova@imp.uran.ru

Алюминиды переходных металлов (ПМ) Zr, Fe, Cr входят в состав многих широко распространенных сплавов на основе Al, поэтому эволюция их размеров, огранка и структура играют важную роль в формировании эксплуатационных свойств этих материалов. В данной работе рассмотрено влияние других внешних воздействий: сдвига под высоким квазигидростатическим давлением и ударных изоэнтропических волн напряжения – на структурные характеристики стабильных и метастабильных алюминидов Fe, Cr, и Zr.

Стабильные фазы Al_7Cr , $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ и Al_3Zr получали литьем в кокиль двухфазных Al сплавов с содержанием ПМ 2-5 мас.%. Метастабильные фазы Al_3Zr , Al_6Fe формировались в структуре быстрозакаленных, со скоростью 10^4 К/с, расплавов таких же составов. Ранее с помощью методов электронной микроскопии и рентгеновской дифракции было изучено поведение пластичной алюминиевой матрицы и показано, что в условиях сдвига под давлением формируется ультрамикросталлический Al-твердый раствор с повышенным содержанием ПМ и размером зерна 150-200 нм. Установлена кинетика деформационного растворения интерметаллидов и показано, что наиболее легко растворяется метастабильная фаза Al_3Zr с кубической решеткой L_{12} . Наиболее устойчивыми к данному процессу являются алюминиды $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (моноклинная решетка, структурный тип $\text{C}_{2/m}$) и Al_3Zr (тетрагональная решетка, структурный тип D_{023}). Методом мессбауровской спектроскопии было показано, что процесс растворения метастабильных алюминидов Al_6Fe сопровождается образованием новых метастабильных фаз со стехиометрией по типу вычитания, т.е. Al_{6-x}Fe , а также дефектных модификаций, по спектрам которых сделано предположение о наличии в кристаллах структурных вакансий. Наличие дефектов внутри алюминидов, а также на границе "кристалл Al_7Cr – матрица" обнаружено и при электронно-микроскопическом исследовании сплава Al-3% Cr, деформированного сдвигом под давлением.

Изучение эволюции структурных характеристик кристаллов Al_3Zr с тетрагональной решеткой по радиусу шарового образца показало следующие результаты. При интенсивном ударно-волновом нагружении в центральной зоне шара происходит плавление с последующей неравновесной кристаллизацией и образованием метастабильных алюминидов Al_6Zr с кубической решеткой L_{12} . К зоне плавления примыкает сильно деформированная зона, в которой алюминиды фрагментируются и разрушаются, при этом состав и тип кристаллической решетки сохраняются. Часть алюминидов претерпевает не только упругую, но и пластическую деформацию, что проявляется в возникновении развитой субструктуры и решеточных дислокаций. По данным оптической и электронной микроскопии в наружных слоях шара не наблюдается изменений формы и размеров интерметаллидов Al_3Zr , однако, обнаруженный неоднородный дифракционный контраст внутри кристаллов свидетельствует об их упругой деформации в процессе ударно-волнового воздействия.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке: РФФИ-урал № 04-03 96139 и программы Президиума РАН № 13.

1. Бродова И.Г., Столяров В.В., Манухин А.Б. и др. ФММ. 2001, т. 91, №5, с. 68-74.
2. Козлов Е.А., Бродова И.Г., Башлыков Д.В.. ФММ. 1999, т. 87, №3, с. 34-45.

ОБРАЗОВАНИЕ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ УЛЬТРАМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ Al–Cr–Zr СПЛАВАХ

Бродова И. Г., Ширинкина И. Г., Ленникова И. П.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
brodova@imp.uran.ru

Целью данных исследований является изучение возможности повышения прочности тройных Al–Cr–Zr сплавов путем совместного действия быстрой закалки расплава и интенсивной пластической деформации.

Образцы в форме дисков диаметром 10 мм и толщиной 0,65 мм были получены методом центробежного литья при двустороннем охлаждении. Интенсивная пластическая деформация сдвигом под высоким квазигидростатическим давлением при комнатной температуре обеспечивала диапазон истинной логарифмической деформации $\epsilon = 3,75-6,75$ ($n = 0,5-15$). Отжиг деформированных образцов проводился в муфельной печи при температурах от 100 до 300 °С, время выдержки варьировалось от 1 до 6 часов.

Структура и фазовый состав изучались методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов. Твердость определялась по микротвердомеру ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н.

По данным просвечивающей электронной микроскопии установлено, что с ростом ϵ размер зерна уменьшается от 520 нм ($n = 1$) до 340 нм ($n = 15$), что в 100 раз мельче исходного состояния. Обнаружено формирование аномально-пересыщенного переходным металлом алюминиевого твердого раствора за счет частичного растворения алюминидов хрома и циркония. Методами рентгеноспектрального анализа и количественной металлографии показан характер эволюции морфологии и размеров алюминидов хрома и циркония. Формирование ультрамикро-кристаллической структуры сопровождается увеличением твердости материала от 620 до 1450 МПа. Проведено сопоставление структурных характеристик с деформационной зависимостью твердости, отличительной особенностью которой является ее интенсивный рост при $\epsilon \leq 4$ и установившаяся стадия при $\epsilon > 4,5$. Характер этой зависимости отличается от ранее наблюдаемых аналогичных характеристик для бинарных Al–Cr и Al–Zr сплавов [1-3]. После оптимальных режимов температурно-временной обработки расплава, высокоскоростной кристаллизации и интенсивной пластической деформации сплавы представляют собой двухфазный материал, состоящий из кристаллов алюминидов нанометрического размера и Al матрицы с размером зерна 300 нм. В процессе нагрева осуществляется конкуренция таких процессов как возврат, старение и рекристаллизация. Распад пересыщенного твердого раствора, протекающий при температурах 150-200 °С, позволяет сохранить высокие значения твердости при нагреве материала и предотвратить интенсивный рост зерна за счет выделений упрочняющих фаз по их границам.

Работа выполнена при финансовой поддержке научной школы НШ – 778.2003.3 и комплексной программы Президиума РАН №7 "Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов"

1. И. Г. Бродова, Д. В. Башлыков, М. С. Никитин, И. Г. Ширинкина, Т. И. Яблонских, ФММ, 98, 83-92 (2004).
2. И.Г. Бродова, В.В. Столяров, А.Б. Манухин и др., ФММ, 91, 68-74 (2001).
3. И.Г. Бродова, Д.В. Башлыков, Т.И. Яблонских, В.В. Столяров, Перспективные материалы, 3, 67-72 (2003).

ЗАРОЖДЕНИЕ И РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДВОЙНИКОВ МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ РАЗМЕРОВ В ПОЛЕ РАДИАЛЬНО СПАДАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ

Башмаков В. И., Чикова Т. С., Шавловская И. П.

Мозырский государственный педагогический университет, Беларусь,
mozvuz@mail.gomel.by

В висмуте, сурьме и цинке деформационные двойники легко вызываются путем индентирования плоскости спайности монокристалла алмазной пирамидкой. При таком способе деформирования зарождение части двойников инициируется концентраторами напряжений, связанными с геометрическими особенностями индентора, появление остальных двойниковых прослоек обусловлено дефектной структурой материала. Одновременно возникающие под сосредоточенной нагрузкой клиновидные двойники заметно отличаются размерами и степенью некогерентности границ, характеризуемой параметром h/L (L – длина двойникового клина, h – максимальная толщина). Подавляющее число двойников имеют значение параметра $h/L \sim 10^{-2} - 10^{-1}$. В [1] установлено, что на границах таких двойниковых прослоек в металле могут протекать разные по знаку перестройки кристаллической решетки – двойникование и раздвойникование.

Для изучения клиновидных двойников с параметром $h/L \sim 10^{-3}$ осуществлялось вдавливание алмазного индентора в монокристалл перпендикулярно плоскости спайности на глубину от нескольких десятых до двух микрон (диагональ отпечатков пирамидки изменялась в диапазоне от 2 до 15 мкм). При минимальных нагрузках могут возникать отпечатки без двойниковых лучей. Двойники зарождаются в наиболее деформированных скольжением областях кристалла, в одних и тех же областях у отпечатков, полученных при идентичных условиях. Они имеют форму тонкого клина. Максимальная толщина двойниковых клиньев всегда наблюдается на сторонах или вершинах отпечатка. Путем последовательного увеличения глубины погружения индентора в сериях однотипных экспериментов выясняется последовательность зарождения деформационных двойников у разных стабильных концентраторов. Обнаружено увеличение вероятности появления двойников у стабильных концентраторов напряжений с ростом диагонали отпечатка, что свидетельствует в пользу стимулирующей роли предшествующего скольжения в зарождении двойникования.

Линейная зависимость средней длины двойников с $h/L \sim 10^{-3}$ от величины диагонали отпечатка хорошо коррелирует с результатами изучения упругих двойников в кальците [2]. Двойникующие дислокации, образующие границы раздела, ведут себя как единое целое. Их движение определяется далекодействующими силами отталкивания между дислокациями одного знака на границах. Главным отличием в поведении двойников в металлах от тонких двойников в кристаллах кальцита является большая сила трения, которая при уменьшении или полном снятии нагрузки препятствует обратному движению двойникующих дислокаций.

1. Чикова Т. С. Микромеханизмы деформационного двойникования металлических кристаллов // Вестник Тамбовского государственного университета. – 2003. – Т. 8, Вып. 4. – С. 598–600.
2. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов. УФН. 1971. Т. 104. Вып. 2. С. 201 - 254.

ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Какулия Ю. Б.

Российский государственный социальный университет, филиал в г. Анапа
kakuliyay@mail.ru

Появление структурно-аналитической теории прочности [1] создало предпосылки к решению одной из важнейших задач проектирования современных конструкций – моделированию напряженно-деформированных состояний (НДС) в элементах из материалов со сложными функциональными свойствами. Одно из направлений решения этой задачи связано с разработкой расчетных методов, построенных на основе численных методов механики сплошных сред. Методика расчета НДС, основанная на применении метода конечных элементов с использованием структурно-аналитической теории прочности для описания свойств ползучести и пластичности, эффектов памяти формы и пластичности превращения и т.п., описана в работе [2]. Там же приведены некоторые результаты расчетов для двумерных задач. Применение предложенного метода позволяет исследовать особенности распределения напряжений и перемещений в элементах конструкций и наблюдать их эволюцию в процессе силовых, температурных и других воздействий.

Развитие работы в этом направлении позволило расширить область применения данного расчетного метода за счет осесимметричных задач механики деформируемых твердых тел. Проведено численное моделирование НДС для толстостенной трубы из материала с эффектом памяти формы при различных режимах температурно-силового воздействия. Наряду с упругой и температурной составляющими учитывали компоненты деформации, обусловленной эффектом памяти формы. Дан сравнительный анализ на основе сопоставления полученных данных с результатами соответствующих расчетов, проведенных ранее в рамках плоского напряженного состояния. Показано, что учет осевой составляющей напряжений приводит к количественным изменениям параметров НДС. Полученные результаты свидетельствуют о хорошем описании на качественном уровне напряжений и деформаций в рассмотренном классе задач. Это позволяет применять предложенный метод расчета для прогнозирования НДС в осесимметричных задачах при использовании материалов, обладающих эффектом памяти формы.

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб.: Наука, 1993. 471с.
2. Какулия Ю.Б., Шарыгин А.М. Численное решение краевой задачи механики для материалов со сложными функциональными свойствами // Структура и свойства перспективных металлов и сплавов: Труды XI международного семинара «Актуальные проблемы прочности». Великий Новгород, 2003. С. 80-85.

УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА ГЦК МАТЕРИАЛОВ С ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ

Белоусов Н. Н.

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

Методами акустической спектроскопии (составной вибратор $f = 100\text{кГц}$, эхо-импульсный – $f = 10, 30\text{МГц}$) проведено исследование упругих и неупругих свойств ГЦК материалов (Cu, Al, Ni, aHNS - аустенит высокоазотистой стали) с фрагментированной структурой. Заданная фрагментированная структура получалась комплексным накоплением пластических деформаций. Исследовались кинетические изменения в дефектной структуре различных систем скольжения. Механоактивация различных систем скольжения производилась сочетанием определённых видов деформации, включая гидропрессование, кручение, сдвиг под давлением и др. Выделение заданных систем скольжения осуществлялось методами акустической спектроскопии путём выбора волн продольной и поперечной поляризаций.

При исследовании аустенита высокоазотистой стали на температурной зависимости акустических потерь в поле напряжения ультразвуковой волны (продольной и поперечной поляризации) обнаружен максимум, величина и температурное положение которого зависели от степени накопленной деформации и концентрации атомов азота. Показано, что максимум акустических потерь обусловлен активацией структурных дефектов различных систем скольжения. По проявляющимся признакам максимум является деформационно-концентрационным, при изотермическом и изохронном отжиге проявляет структурно-кинетический характер. Температура появления максимума после накопления пластической деформации обусловлена термодинамической неустойчивостью дефектов в участках локализованной пластической деформации. Эта неустойчивость связана с проявлением вязкого (неупругого) поведения структурных элементов (полосы скольжения, двойниковые границы, вновь образованные границы зёрен – в процессе динамической рекристаллизации и фрагментации, и пр.), локализованных в приграничных зонах наиболее активных зёрен. Обнаружено уменьшение величины максимума в процессе изохронного отжига. Показано, что протекание аккомодационных процессов во фрагментированной структуре вызывает кинетические изменения внутри структурных дефектов. Методом МУР обнаружены наноразмерные выделения (зоны Гинье–Престона), связанные с перераспределением атомов азота в приграничных зонах структурных дефектов и в областях локализации пластической деформации. Это приводит к уменьшению вязкости структурных границ деформационного происхождения, в первую очередь, двойников. Последнее проявляется в снижении акустических (неупругих) потерь и в увеличении термической стабильности как отдельных структурных элементов (границ двойников), так и структуры в целом. Обработка кинетических кривых изохронного отжига позволила проследить кинетику распада пересыщенного твердого раствора (на примере aHNS с $C_N = 0.57\%\text{N}$): от образования атмосфер из примесных атомов на дислокациях в приграничных зонах наиболее деформированных зёрен до образования наноразмерных выделений на внутренних структурных элементах – полосах локализованной пластической деформации. Обработка кривых амплитудной зависимости акустических потерь позволила обнаружить узкую температурную область их аномального поведения. Это позволило предположить возможность образования в приграничных зонах локализованной пластической деформации наноразмерных областей – нанодоменной двойниковой структуры. Последнее было подтверждено электронномикроскопически.

ПОВЕДЕНИЕ БЕТОНА И ЖЕЛЕЗОБЕТОНА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПОЖАРА

Якимук В. П.

Научно-практический центр учреждения «Брестское областное управление МЧС»,
г. Брест, Республика Беларусь, yakwell@mail.ru

Поведение бетона под воздействием огня определяется видом цемента, заполнителя, водоцементного отношения, температуры и продолжительности нагрева. При нагревании бетона в интервале температур 100—150 °С наблюдается увеличение прочности бетона (на 5—17%), а при нагревании выше 150—200 °С его прочность значительно уменьшается, и наиболее интенсивное снижение прочности наблюдается при нагреве до 500 °С и выше.

При воздействии огня на раствор и обычный бетон, выполненные из портландцемента, происходит следующее:

- при нагревании до 100—150 °С из раствора и бетона удаляется сначала свободная вода, а при температуре 350 °С — химически связанная вода. Наиболее интенсивен этот процесс при 350—600 °С;

- при температуре выше 550 °С в гидрате окиси кальция ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) происходит полное удаление воды и образуется негашеная известь (CaO), способная ко вторичной гидратации (гашению). Влага воздуха вызывает это гашение, сопровождаемое значительным увеличением объема, что приводит к нарушению структуры цементного камня и отслаиванию поверхностных слоев;

- при температуре 575 °С кварц, входящий в состав песка и щебня, переходя из одной модификации в другую, скачкообразно увеличивается в объеме (на 2,4%), уменьшая свою плотность и прочность, снижает прочность бетона или раствора;

Железобетонные конструкции выполняются из негорючих материалов и, благодаря этому, а также сравнительно невысокой теплопроводности, достаточно хорошо противостоят воздействию огня. Их предел огнестойкости зависит от сечения конструкции, толщины защитного слоя арматуры, вида, диаметра и количества самой арматуры, марки бетона, вида наполнителя, нагрузки на конструкцию, схемы ее опирания. При огневом воздействии и после него железобетон изменяет свои основные свойства. При высоких температурах нагрева снижается прочность сцепления бетона и арматуры, изменяется величина предварительного обжатия бетона в сечениях преднапряженных конструкций, а также сама величина предварительного напряжения.

Сцепление гладкой арматуры с керамзитобетонном при прогреве до 200—400 °С с последующим охлаждением снижается на 40—80%. Сцепление тяжелого бетона с арматурой уменьшается на 25% при нагреве конструкции до 100 °С, а при температуре 450 °С падает до нуля.

Сцепление горячекатаной арматуры периодического профиля с тяжелым бетоном при нагреве не выше 300 °С возрастает, а при 350 °С начинает снижаться и при 450 °С составляет 75% первоначального значения. Прочность сцепления арматуры периодического профиля при нагреве до 110 °С, 200 °С и 400 °С выше, чем у гладкой соответственно в 2, 2,5 и 8 раз.

1. Зенков Н.И. Строительные материалы и поведение их в условиях пожара. -М.: ВИПТШ МВД СССР, 1974, 176с.
2. Некрасов К.Д., Жуков В.В., Гуляева В.Д. Тяжелый бетон в условиях повышенных температур. -М.: Стройиздат, 1972, 128с.
3. Сычев В.М., Жуков В.В. Огнестойкость строительных конструкций. -М.: ЦИНИС Госстроя СССР, 1976, 60с.

ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ РАВНОВЕСНЫХ СТОП И ПОЛОС СДВИГА

Неверов В. В., Антоненко А. Н., Громова М. С.

Кузбасская Государственная Педагогическая Академия, Новокузнецк, Россия

aman@nvkz.kuzbass.net

Вычислены поля напряжений групп незавершенных сдвигов (НС), расположенных параллельно на малых расстояниях друг от друга – стопы – и на очень малых – полосы, в состоянии, когда уравновешены касательные напряжения, действующие на участках сдвига всех НС группы. В расчетах учитывалось действие полей напряжений НС группы друг на друга. Схема расчета включала вычисление функций касательных напряжений на участке одного из НС, создаваемых полями внешним и других НС; использование найденной функции в качестве граничного условия для решения упругой задачи для выбранного НС; повторение этих шагов последовательно для всех НС группы до выполнения условий равновесия.

Были просчитаны стопы и полосы, содержащие до 4, 8, 16 НС. Расстояния между участками НС в группах меняли в пределах 0.25 – 0.0025 от длины участков сдвига. Использовались три модели НС: модель с полюсами при известных напряжениях, действующих на участке сдвига; модель с полюсами и с равномерным сдвиговым смещением по участку сдвига (модель жесткого сдвига); модель без полюсов на концах участка сдвига, в которой координаты концов находят из решения упругой задачи для известной функции напряжений на участке сдвига. Каждое из полей находили решением плоской упругой задачи. При согласовании полей НС группы вводили жесткие сдвиги на части участков сдвига, и наконец, варьировали коэффициенты, с которыми поля НС входят в общее поле.

Установлено, что взаимное действие полей НС групп снижает величину сдвига, создаваемого каждым НС группы. С ростом числа НС в группе начинает уменьшаться и полный сдвиг, создаваемый всей группой. Таким образом, каждому уровню внешнего поля соответствует максимальное число НС в группе. Рост числа НС требует повышения внешнего напряжения либо разрядки поля напряжений соседних НС.

Эффекты, обусловленные взаимодействием НС группы друг с другом, усиливаются при переходе от крайних НС группы к средним, с ростом числа НС в группе, с уменьшением расстояния между НС в группе, при замене модели НС без полюсов на модель НС с полюсами.

В полосах изменения вектора сдвига локализованы по периферии полосы, а средняя область испытывает слабую однородную деформацию сдвига. Конфигурация фронта полосы в модели с полюсами похожа на оборванную с двух сторон вертикальную стенку краевых дислокаций. За счет взаимодействия полей НС эта конфигурация устойчива. За фронтом располагается область, содержащая сдвиги с векторами сдвига, направленными против вектора сдвига полосы. Область повышенных касательных напряжений перед полосой по сравнению с такой же областью перед плоским скоплением краевых дислокаций имеет меньшие максимальные напряжения, но большие размеры.

Полученные результаты позволяют предложить объяснение ряду известных экспериментальных фактов, в частности, способности полос распространяться вдоль линий максимальных касательных напряжений через зерна, фазы и их границы.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Багмутов В. П., Захаров И. Н.

ВолгГТУ, Волгоград, sopromat@vstu.ru

Рассматривается решение задачи математического моделирования физических процессов получения и обработки металлов в современных технологических установках и системах в условиях существенно градиентного и высокотемпературного поля с учетом эволюции во времени и пространстве этого поля и вызванных им структурно-фазовых и напряженно-деформированных состояний. Обсуждаются основные подходы и особенности разработки многоуровневой адаптивной универсальной системы взаимосвязанных математических моделей, описывающих указанные нестационарные процессы, а также некоторые результаты реализации развиваемого подхода. Решение поставленной задачи основано на разработке системы взаимосвязанных и функционально предназначенных для этого частных моделей температурного поля, структуры и напряженно-деформированного состояния твердого тела на всех этапах их формирования, определяемых эволюциями во времени и перемещениями в пространстве температурного поля.

Анализ температурного поля в данной работе выполнен путем решения методом конечных разностей трехмерного уравнения теплопроводности с коэффициентами, зависящими от температуры, при нелинейных граничных условиях. При решении температурных задач учитывается реальная форма исследуемого тела, временная и пространственная конфигурация теплового источника, а также перемещение зоны теплового воздействия источника энергии по поверхности материала.

Модель структурно-фазовых состояний стали базируется на численном анализе диаграммы состояния железо-углерод и диаграммы распада переохлажденного аустенита при известных параметрах температурного поля и скоростей нагрева-охлаждения.

Расчет температурных и фазовых напряжений производится по данным о динамике изменения температурных полей и структуры материала в ходе высокотемпературного воздействия. На этом этапе решается уравнение Пуассона, записанное для термоупругого потенциала перемещений, при нулевых граничных условиях, которое дополняется слагаемым, учитывающим относительное изменение линейных размеров материала при изменении структурного состояния. Упругопластическое поведение композитного тела описываются известными процедурами теории пластичности, например, в рамках метода переменных параметров упругости с учетом зависимостей физико-механических характеристик компонент структуры неоднородного по строению тела от температуры.

Об опасности напряженного состояния в данной точке и, в определенной мере, о причинах разрушения можно судить по степени близости напряженного состояния к соответствующей предельной поверхности и его «жесткости» (по отношению к равноосному объемному растяжению) с использованием известных критериев прочности (пластичности), инвариантных безразмерных параметров и соотношением основных механических характеристик прочности и пластичности материала.

Созданы программные продукты моделирования процессов формирования высокоградиентных структурно-фазовых и напряженно-деформированных состояний при получении и обработке материалов в различных технологических системах, в частности, применительно к обработке концентрированными потоками энергии и к кристаллизации кузнечного слитка.

ЭЛЕКТРОННО - ЛУЧЕВАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ И ИМПУЛЬСНО НЕПРЕРЫВНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СЛИТКОВ

Александрова Н. М.

ФГУП «ЦНИИчермет им.И.П.Бардина», Москва, Россия
glezer@imph.msk.ru

Свойства чугунов определяются, главным образом, количеством, формой и характером распределения графита. Это регулируется традиционным путем – легированием всеми доступными элементами периодической системы. Возможности повышения служебных свойств литых деталей за счет легирования в значительной степени исчерпаны. Поэтому во всем мире идет интенсивный поиск новых путей повышения свойств чугуна с помощью обработки расплава водяным паром, водными растворами солей или извести, воздухом, азотом и т. д. В работе исследуется влияние электронно-лучевой обработки (ЭЛО) и импульсно-непрерывной кристаллизации отливок (ИНКО) на свойства чугунов.

Электронно-лучевая обработка (ЭЛВ-4) по режиму с оплавлением поверхности проволок из серого чугуна (привалковая арматура, через которую протягивают проволоку диаметром 3-10мм) приводит к изменению структурного состояния и фазового состава с образованием $\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ и упрочнению поверхностного слоя на глубину до ~3-4мм. Это обусловлено частичным растворением графита и карбидов. По этому режиму проведена поверхностная закалка электронным пучком 30 проволок проволоочно-го стана. Эксплуатационные испытания проволок при горячей прокатке проволоки диаметром 3 – 6мм показали существенное повышение твердости увеличение стойкости проволок в 2 – 6 раз.

Для импульсно непрерывной кристаллизации чугуна (ИНКО) использовали кокильную разливку (вес слитков 15кг). Чугун разливали в кокиля (60х60х270мм) с различными скоростями охлаждения. Для предотвращения растрескивания слитков был разработан прием высокоскоростного режима охлаждения кристаллизующегося металла ($V_{\text{охл}} \leq 600 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$). Он заключается в том, что водовоздушное охлаждение слитков ведется не монотонно, как принято, а с заданными циклами кратковременного захлаживания и отогрева на воздухе. Внутренние напряжения релаксировали на стадии отогрева. Во избежание растрескивания отливок циклы захлаживания проводили мгновенно ниже линии ликвидус. Этим достигали ускоренного прохождения через зону «ликвидус – солидус» кристаллизующегося металла, подавляя, тем самым, концентрационное расслоение расплава. Этот способ открывает принципиально новую возможность литейно-кристаллизационной обработки (ЛКТО) сплава и позволяет проводить одновременно кристаллизацию и термообработку отливки.

Параметры ИНКО-ЛКТО рассчитывались в соответствии с разработанными авторами математическими моделями. Эксперименты показали, что единичная скорость «захлаживания» может достигать $600 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, и при этом растрескивания слитка не происходит. Повышение пластичности разливаемого металла связано со спецификой режима охлаждения слитков по методу ИНКО-ЛКТО. Полученные результаты показывают, что при обработке по методу ИНКО подавляется рост столбчатых дендритов в слитках. По сечению слитка образовались мелкие равноосные дендриты. Произошли резкие изменения в формообразовании графита по сечению: пластины утонились, стали прерывистыми, мелкими, «червячным» и округлыми. Графит частично окаймляет ферритные зерна, в отдельных местах его форма округлая и извилистая. Кроме того, внутри матрицы образовались точечные мелкие графитовые включения. В матрице образо-

вались малые колонии сотового ледебурита. Твердость HV 548. Фазовый состав: $\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$.

Установлена возможность управления структурой и свойствами литых чугуновых отливок за счет регулирования процессами охлаждения от начала кристаллизации до ее завершения путем импульсного охлаждения, что позволяет улучшать технологические и механические свойства чугунов без применения легирующих элементов.

ОЦЕНКА ВКЛАДА СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ В СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ГЦК-МЕТАЛЛОВ

Приходько О. А., Пластинина Г. В.*, Васильев Л. И.**

*Санкт-Петербургский Государственный Университет Информационных Технологий,
Механики и Оптики, Санкт-Петербург, Россия*

**Новгородский Государственный Университет имени Ярослава Мудрого
Великий Новгород, Россия,*

***Университет Халле, Германия*

Исследование проводилось на поликристаллических образцах меди и алюминия, подвергавшихся растяжению до 14% деформации при гомологической температуре $\sim 0,3 T_{пл}$. Для выявления и исследования зеренной и дислокационной структуры использовались оптические и электронно-микроскопические методики с применением статистического анализа результатов.

В качестве структурных факторов, вносящих вклад в сопротивление деформированию, были приняты следующие статистические параметры:

- среднестатистический размер зерен,
- средняя плотность дислокаций леса,
- среднестатистическое значение площади ячейки в ячеистой структуре,
- средний уровень внутренних напряжений.

Напряжение течения, обусловленное размером зерен d , рассчитывалось по соотношению Холла–Петча как $\sim d^{-1/2}$. Вклад в сопротивление деформированию плотности дислокаций леса ρ оценивался как $\sim \rho^{1/2}$. Субструктурное упрочнение, обусловленное ячеистой структурой, в соответствии с обнаруженными авторами закономерностями, принималось как $\sim S^{-1/2}$, где S — площадь ячейки. Уровень внутренних напряжений измерялся по изгибу дислокаций.

Учет вкладов в сопротивление деформированию производился в рамках аддитивного суммирования. При рассмотрении упрочнения, вызванного дислокационным лесом и ячеистой структурой, определялась их доля в общем объеме.

Вычисленное напряжение течения оказалось несколько меньшим, но достаточно близким к полученному при механических испытаниях. Несоответствие может быть вызвано неучтенным (слабым) твердорастворным упрочнением, погрешностью определения лимитирующих параметров структуры, приближенностью (ограниченностью) использованных моделей, а также артефактами при подготовке объектов электронно-микроскопического исследования.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Cu–Al–Ni ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

Василенко А. Ю., Бабенко Д. С., Ефремов Г. А.

Воронежская государственная технологическая академия, Воронеж, Россия

phys@vgta.vrn.ru

Среди материалов, обладающих эффектом памяти формы, монокристаллы сплава Cu–Al–Ni занимают особое место, так как характеризуются значительной обратимой деформацией не только при одноосном растяжении, но и при сжатии.

Монокристалл сплава каждого состава характеризуется температурой фазового равновесия T_0 , линейной зависимостью напряжения $\sigma_{пу}$ псевдоупругого деформирования при температурах $T > T_0$, обусловленного превращением исходной фазы в мартенсит, и напряжения $\sigma_{пп}$ псевдопластичного деформирования при температурах $T < T_0$, обусловленного переориентацией кристаллографических вариантов мартенсита (рис.1).

Для монокристаллов сплава Cu–Al–Ni при отсутствии внешней нагрузки и при одноосном сжатии характерно превращение с гистерезисом по температуре или напряжению в узком диапазоне температур или напряжений [1]. Например, при охлаждении превращение происходит при температуре M_s , а при нагревании – при температуре A_s . Кроме того, превращение под нагрузкой при охлаждении характеризуется пластичностью – накоплением деформации.

В связи с этим, в качестве параметров для моделирования термомеханического поведения монокристаллов при одноосном сжатии предлагается использовать следующие параметры: температуру T_0 , величину гистерезиса, деформацию ε_m полного мартенситного превращения под нагрузкой, коэффициенты наклона зависимостей напряжений $\sigma_{пу}$ и $\sigma_{пп}$ от температуры, а также нижний $\sigma_{ппп}$ и верхний $\sigma_{впп}$ пределы пластичности напряжения, при которых не накапливается деформация и накапливается деформация ε_m .

Создана компьютерная программа, позволяющая моделировать термомеханическое поведение монокристаллических элементов из сплава Cu–Al–Ni, в частности, строить температурные зависимости изменения их линейного размера при заданном поведении внешней нагрузки. В качестве примера на рис.2 показаны эти зависимости при постоянной и линейной внешней нагрузке.

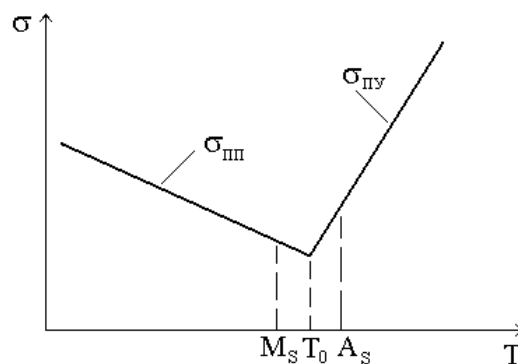


Рис. 1

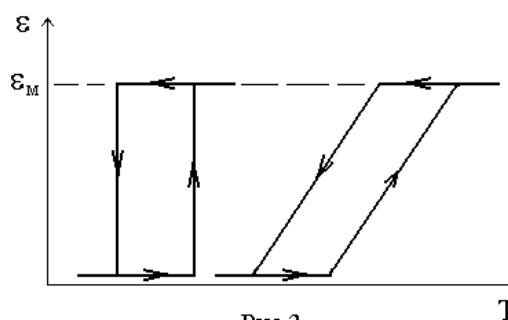


Рис.2

1. Василенко А.Ю., Панченко С.П. Изменение структуры мартенсита при одноосном нагружении монокристаллов сплавов Cu–Al и Cu–Al–Ni.// Физ. мет. и металловед. 1990. Т.69,№6. С.89-94.

КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ПЕРЕГРУЗОК

Чаусов Н. Г., Пилипенко А. П.

Национальный аграрный университет, г. Киев, Украина

chausov@nauu.kiev.ua

В настоящей работе анализируются результаты испытаний малоуглеродистой стали 20 и реакторной стали 12ХЗМФА в условиях «статическое растяжение – динамическая перегрузка – статическое растяжение» с записью полных диаграмм деформирования.

Показано, что динамические перегрузки, осуществляемые на любом участке деформирования, начиная с упругого, заметно изменяют процессы деформирования сталей. Причем, при воздействии динамических перегрузок фиксируются существенные скачкообразные изменения деформаций разрыхления и падающие кривые $s - e$. Повышение интенсивности силового динамического импульса приводит к интенсификации процесса разупрочнения материалов с увеличением глубины скачка напряжений и ширины скачка деформаций.

После динамической перегрузки образцы повторно статически нагружали до полного разделения их на части с записью полных диаграмм деформирования. В качестве параметра, оценивающего предельную поврежденность стали, принимали удельную работу разрушения A_p . Сравнение удельной работы разрушения A_p исследованных сталей при статическом растяжении, и с учетом воздействия динамических перегрузок одной интенсивности на разных стадиях деформирования, позволило установить наиболее опасные степени деформаций при воздействии динамических перегрузок. Как оказалось, минимальные значения удельной работы разрушения A_p зафиксированы при воздействии динамических перегрузок на зубе текучести и пределе прочности сталей. Именно эти особые точки на диаграммах деформаций характеризуют переходные участки S-образной кривой накопления повреждений в материале при статическом растяжении (начало роста пор и их слияние).

При моделировании процесса деформирования и разрушения стали с учетом динамических перегрузок предложены и апробированы два подхода. Первый подход базируется на известном уравнении Джонсона–Кука, которое предполагает независимость влияния деформационного упрочнения, скорости пластической деформации и повышения температуры при изменении скорости нагружения. Учитывая существенный рост поврежденности при воздействии динамических перегрузок, в уравнение Джонсона–Кука добавлена четвертая независимая функция, учитывающая влияние роста поврежденности на снижение сопротивления материала деформированию. Таким образом, сопротивление материала деформированию при воздействии динамической перегрузки можно описать зависимостью в виде произведений четырех функций $s = f_1(e) \cdot f_2(\dot{\epsilon}) \cdot f_3(T) \cdot f_4(e_p)$.

В другом подходе для описания процесса деформирования и разрушения пластичных материалов с учетом динамических перегрузок принята взаимосвязанная многопараметрическая нелинейная функция, которая описывает упрочнение матрицы материала, особенности накопления повреждений в материале с учетом вида напряженного состояния и наработки и влияние динамических перегрузок.

Результаты проведенного машинного эксперимента удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными, что подтверждает правильность сделанных теоретических предпосылок при обосновании предложенных уравнений.

рН-МЕТРИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА ПОЛИМОРФНЫХ МОДИФИКАЦИЙ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Иконникова К. В., Саркисов Ю. С., Иконникова Л. Ф.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия

ikonna@yandex.ru

Для идентификации структуры полиморфных модификаций вещества традиционно используются чисто физические методы. Различия в структуре можно определить и комбинированными физико-химическими методами, среди которых простотой и доступностью аппаратного оформления выделяется электрохимический (рН-метрический) метод исследования и анализа.

При помещении в раствор твердого тела, в области границы раздела фаз происходит электрохимический процесс перераспределения ионов, приводящий к разноименному заряджению фаз и возникновению двойного электрического слоя ионов (ДЭС). Структурой ДЭС управляет пара сопряженных потенциалопределяющих ионов поверхности твердого тела. Распределение тех или иных ионов во внутренней (со стороны твердой фазы) и внешней (со стороны жидкой фазы) обкладках ДЭС определяет заряд и потенциал поверхности и зависит от многих факторов (в том числе, и от кислотности электролита). Изучение в системе «твердое тело–электролит» влияния кислотности электролита на величину рН суспензий и их фильтратов позволяет оценить два разных изосостояния системы (адсорбционное и электрохимическое равновесие) и использовать их параметры (рН_{тнз} и рН_{иэс}) в качестве индивидуальных характеристик твердого тела. Информативность метода значительно повышается при использовании методов математической обработки результатов измерений.

Известно, что в разных модификациях Al_2O_3 координация катиона алюминия кислородом различна, что отражается на кислотной силе катиона. Чем меньше координационное число катиона, тем меньше он экранирован анионами и имеет больший положительный заряд (или большую льюисовскую кислотность). При помещении такого образца в раствор электролита происходит преимущественная адсорбция OH^- групп электролита, и раствор подкисляется (рН_{тнз} лежит в кислой области). Для нейтрализации более положительного заряда требуется большее количество ионов OH^- , что достигается в более щелочных растворах (рН_{иэт} лежит в основной области).

В настоящей работе представлены результаты оценки значений рН_{тнз} и рН_{иэт} для Al_2O_3 различных модификаций и их смесей эмпирическим и расчетным способами. Рассматриваются разработанные авторами алгоритмы расчета «характеристических» значений рН_{тнз} и рН_{иэт} по кинетическим (из исследования изменений рН водных суспензий во времени) и табулированным (из рассмотрения кислотно-основных параметров модельных структур гидроксоаквакомплексов) данным. Достоверность полученных вычислений обсуждается в соответствии с теоретическими представлениями.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЙЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1463 ДО И ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ

Баранов Ю. В., Лютцау В. Г., Шульга В. В., Юрьев В. А.

ИМАШ РАН Москва, shulgavit@mail.ru

Алюминийлитиевые сплавы в настоящее время интенсивно исследуются и используются в авиации и ракетостроении в виду оптимального значения ударной вязкости, лучшей среди алюминиевых сплавов.

Представлены результаты, иллюстрирующие влияние энергии и мощности импульсного электрического тока (ИЭТ) на основные характеристики конструкционной прочности материалов: статическую прочность (σ_b , σ_t) и пластичность (ψ , δ).

Исследование проводились на алюминийлитиевом сплаве 1463. Исследуемый материал поставлялся в виде листового полуфабриката толщиной 1,5-2 мм, предварительно подвергнутого пластической деформации холодной прокаткой с заданной степенью обжатия. Материал после такой обработки использовали в качестве исходного. Далее, в соответствии с поставленной задачей, проводили испытания на статическую прочность при статическом нагружении до и после обработки импульсным током.

При обработке материалов ИЭТ изменяли время обработки τ_c или количество импульсов, удельную энергию, приходящуюся на единицу объема обрабатываемого материала q (Дж/м³). Обработку ИЭТ проводили низковольтным источником импульсного тока. Образцы для механических испытаний вырезали из листового полуфабриката вдоль и поперек направления прокатки.

При определении механических свойств образцов было замечено, что кривые растяжения образцов, вырезанных вдоль прокатки, отличаются от кривых растяжения таких же образцов, вырезанных поперек прокатки, наличием неустойчивой деформации, проявляющейся в периодическом сбросе и росте напряжения течения (пилообразная кривая растяжения).

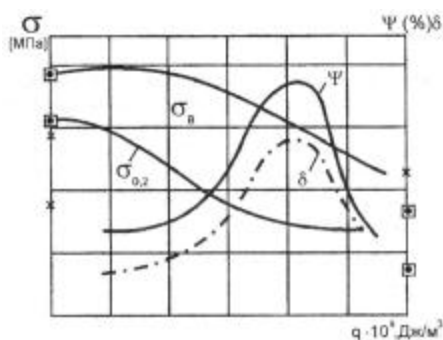


Рис. 1. Изменение $\sigma_{0,2}$, σ_b , δ , ψ при обработке ИЭТ.

Механические свойства определялись на: а) образцах в исходном состоянии (предварительно прокатанных с заданной степенью обжатия); б) аналогичных образцах, подвергнутых обработке ИЭТ при различных режимах. Механические характеристики представлены в виде зависимостей σ_b , σ_t , ψ и δ от q на рис.1.

Используя полученные зависимости свойств материалов от удельной энергии воздействующего на них ИЭТ, можно определить оптимальные режимы обработки, обеспечивающие наилучшие пластические или прочностные свойства для полуфабрикатов.

1. Ю.В. Баранов, О.А. Троицкий, Ю. С. Авраамов, А.Д. Шляпин. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. – М.: МГИУ, 2001. 844 с.
2. О.А. Троицкий, Ю.В. Баранов, Авраамов, А.Д. Шляпин. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). В 2-х томах. Т. I. – Москва – Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2004, 590 с.

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ВОЛН РАЗРУШЕНИЯ

Уваров С. В., Наймарк О. Б., Плехов О. А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь

usv@icmm.ru

«Волны разрушения» при ударно-волновом нагружении стёкол впервые наблюдались в [1] как явление «задержанного» разрушения после прохождения волнового импульса сжатия. Понятие «волны разрушения» впервые было введено в [2-4] как предельный случай эволюции дисперсного разрушения, когда в ансамбле микросдвигов формируется фронт с выраженной групповой скоростью. Этот фронт отделяет структурированный (неразрушенный) материал от полностью диспергированного объёма. Исследования «волн разрушения» позволили выделить следующие основные черты этого явления: «волна разрушения» распространяется от поверхности, подвернутой ударному нагружению с амплитудами давлений $\sim 0.5 \sigma_{HEL}$ (σ_{HEL} – предел упругости Гюгонио), со скоростями 1.5 - 4.5 км/с (измерены разными методами); позади фронта «волны разрушения» откольная и сдвиговая прочность материала резко падают.

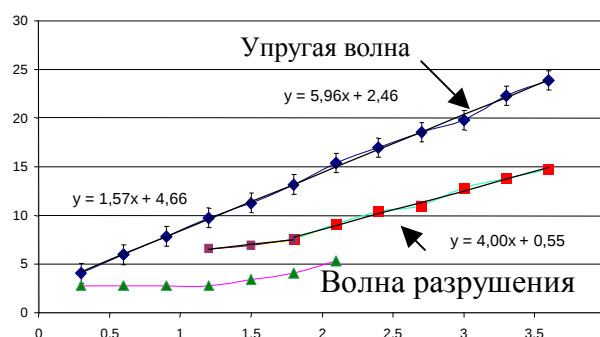
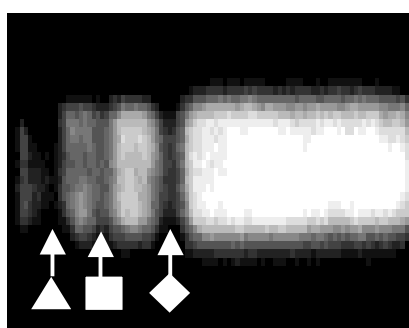


Рис.1. Слева – кадр, на котором помечены: место удара (5), волна разрушения (<) и волна сжатия (u). Справа – график зависимости положения фронтов от времени и результаты линейной аппроксимации.

В разных источниках указывается разная скорость «волны разрушения». Например, анализируя результаты высокоскоростной видеосъёмки в [5], можно получить скорость волны, равную 4 км/с. В то же время, анализ распространения упругих волн [1] даёт значение около 1,5 км/с. По-видимому, это расхождение связано со стадийностью процесса разрушения. Потеря прозрачности из-за появления зародышей дефектов происходит раньше, чем падение прочности, что и приводит к разным результатам.

1. Rasorenov S.V., Kanel G.J., Fortov V.E., Abasnov M.M. // High Pressure Research, 1991, Vol. 6. pp. 225-232.
2. Галин Л.А., Черепанов Г.П., // ДАН СССР, 1966, т. 167. N3, с. 543.
3. Галин Л.А., Рябов В.А., Федосеев Д.В., Черепанов Г.П.// ДАН СССР, 1966, T169. N5, с. 1034.
4. Слепян Л.И. // Инж. Журнал. Механика тв. Тела, 1968, N4, с. 190.
5. Naimark, O., Uvarov, S., Radford, D.D., Proud, W.G., Field, J.E., Church, P.D., Cullis, I., Andrews, T.D., The failure front in silica glasses, In: Behavior of Dense Media under High Dynamic Pressures, 2003 (A.Delpuech, ed.), v.2, pp.65-74.

К ВОПРОСУ ОБ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ В ОРИЕНТИРОВАННЫХ ОБРАЗЦАХ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

Веттегрень В. И., Иванькова Е. М., Крючков М. А., Марихин В. А.,
Мясникова Л. П., Якушев П. Н.

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН

С.-Петербург, Россия

Liuba.Myasnikova@mail.ioffe.ru

Постепенная деформация материала при постоянной величине действующей силы (ползучесть) особенно ярко проявляется в полимерных материалах и заметно ограничивает области их применения. Процессы, происходящие на стадии установившейся ползучести, изучаются особенно интенсивно, поскольку она занимает наибольший промежуток времени и используется для прогнозирования момента будущего разрыва. Использование прецизионного доплеровского измерителя скорости ползучести (ДИСП), разработанного в ФТИ, позволило выявить скачкообразное развитие деформации установившейся ползучести, которая по данным других методик, развивается с постоянной скоростью.

При помощи прецизионного доплеровского измерителя скорости проведены исследования скачков скорости установившейся ползучести гель-закристаллизованных и полученных из расплава ориентированных образцов сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) при комнатной температуре. Выявлены три разные по величине группы скачков, которые относят к перемещению различных фибриллярных образований по механизму «проскальзывание – залипание». Значения скорости пересчитаны в энергии активации ползучести и построены распределения активационных барьеров, преодолеваемых при элементарных актах установившейся ползучести. Оказалось, что в процессе ползучести высокоориентированных образцов СВМПЭ преодолеваются не один, а три активационных барьера $Q = Q_0 - a s$ (как предполагают, при сдвигах микрофибрилл внутри макрофибрилл и между ними в объеме образцов и на их поверхности). Их положение, интенсивность и полуширина зависят от степени связанности друг с другом разных фибриллярных образований. Определены наиболее вероятные значения барьеров, их разброс и относительная концентрация стопоров с указанными барьерами в образце. Энергия, необходимая для реализации скольжения микрофибрилл друг относительно друга по механизму «скольжение – залипание», зависит от их локализации: находятся ли они в макрофибриллах, на их границе или в поверхностном слое образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (гранты № 03-05-64831 и № 04-03-33176а). Е.М. Иванькова выражает благодарность за финансовую поддержку Фонду Содействия Отечественной Науке.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Слущер А. И., Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г.

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

В работе исследовалось влияние гидростатического давления до 1 ГПа на магнитные свойства аморфного сплава 2НСР. Получены данные об изменении максимальной и остаточной индукции как под действием давления, так и при последующей термообработке. Одновременно методом малоуглового рентгеновского рассеяния проводилось определение параметров нанопор, размеры которых лежат в диапазоне 10 – 100 нм, при тех же внешних воздействиях.

Показано, что используемые давления приводят к изменению обоих магнитных характеристик сплава (максимальной и остаточной индукции), а также к существенному уменьшению нанопористости материала. Существенно, что последующие термообработки не привели к выравниванию магнитных характеристик исходных и обработанных давлением образцов сплава.

Полученные результаты анализируются с позиций влияния нанопористости на магнитные свойства сплава. При анализе учитывалась роль пор разного размера и изменения их формы при воздействии высокого давления и влияние указанных характеристик на смещение доменных границ с учетом того обстоятельства, что поры вызывают дополнительные поля рассеяния.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН (П-28).

ФИЗИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР

Глезер А. М., Манаенков С. Е., Блинова Е. Н.

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

Теоретически и экспериментально рассмотрено механическое поведение аморфной металлической матрицы, содержащей нанокристаллические выделения кристаллической фазы. Установлены различные структурные механизмы взаимодействия полос сдвига, сформировавшихся в аморфной матрице, с нанокристаллическими частицами. Показано, что зависимость прочности материала от среднего размера нанокристаллов имеет два максимума, свидетельствующих о смене механизма передачи деформации от одной структурной составляющей к другой. Установлено, что характер зависимости прочности от объемной доли и размера нанокристаллов качественно иной для выделений с различным типом кристаллической решетки.

ОБОБЩЕННОЕ СООТНОШЕНИЕ ПЕТЧА ДЛЯ НАПРЯЖЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Поздняков В. А., Усанова О. Ю.

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

Прочность нанокристаллических металлических материалов при растяжении существенно превышает прочность крупнозернистых аналогов, но, как правило, наноматериалы обнаруживают весьма низкую пластичность. Низкий уровень пластичности обусловлен размерным ограничением процессов генерации и движения дислокаций в нанозернах и реализацией зернограничного механизма деформации. Актуальным является разработка теоретических основ прочности наноматериалов.

Проведено теоретическое изучение структурных механизмов и условий образования и распространения трещин в нанокристаллических материалах.

Получено условие образования микротрещины в вершине малого скопления решеточных дислокаций, отдельной области зернограничного микропроскальзывания, и объединенной зоны таких областей. Рассчитано напряжение квазихрупкого разрушения наноматериала в зависимости от размера зерна в нанометровом диапазоне 1-100 нм. Получено обобщенное соотношение Петча для зависимости напряжения разрушения от размера зерна D . Показано, что соотношение Петча в нанометровом диапазоне размеров зерен при $D < D^*$, где D^* - некоторый критический размер, имеет аномальный характер. Аномалии зависимости напряжения разрушения наноматериалов от размера зерна обусловлены сменами механизмов пластической деформации в нанокристаллических материалах. Обсуждаются физические основы зависимости пластичности наноматериалов от параметров структуры.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Перадзе Т. А., Стаматели Ю. И., Берикашвили Т. И., Челидзе Т. В.,
Горгадзе К. М., Перадзе Х. Т.

Грузинский Технический Университет. Тбилиси, Грузия
anasta@geo.net.ge

Исследован эффект памяти формы (ЭПФ) в многокомпонентных сплавах на основе титана: Ti-7,5Nb-7,4Mo; Ti-9,9Nb-10,0V; Ti-8,8Ta-9,0V; Ti-7,8Ta-8,1Mo; Ti-5,1Ta-4,9Mo-4,9V; Ti-5,0Nb-4,9Mo-4,8V (масс.%). Процентное содержание компонентов подбиралось по степени метастабильности β -фазы для значений $K_\beta \sim (0,9 - 1,2)$. Закалку сплавов производили после часовой выдержки при 1000 °С. Исходный фазовый состав соответствовал (α'') или ($\alpha'' + \beta$).

Деформирование в режиме кручения проводили нагружением образцов при температуре $T_d > M_s$ и последующим охлаждением до комнатной температуры под приложенной нагрузкой.

Нагрев образцов проводили пропусканием электрического тока. Температура T_d достигалась либо нагревом образцов от комнатной температуры, либо охлаждением после предварительного нагрева до $T \gg A_f$.

ЭПФ для всех сплавов, кроме Ti-9,9Nb-10,0V, имел место только при охлаждении до T_d с высоких температур. При нагреве от комнатной температуры до T_d ЭПФ в этих сплавах был слабо выражен.

Процесс деформации и восстановления формы для сплава Ti-5,1Ta-4,9Mo-4,9V представлен на рис.1 (запись на двухкоординатном самописце).

Полученная зависимость эффекта памяти формы от степени предварительной деформации для всех исследованных сплавов приведена на рис.2. Наиболее перспективными представляются четырехкомпонентные сплавы.

Характерным отличием этих сплавов, кроме высоких значений η , является малая ширина интервала обратного мартенситного превращения ($A_f - A_s \approx 50^\circ$) по сравнению с трехкомпонентными сплавами.

Измерялись также значения реактивного напряжения при различной степени деформации.

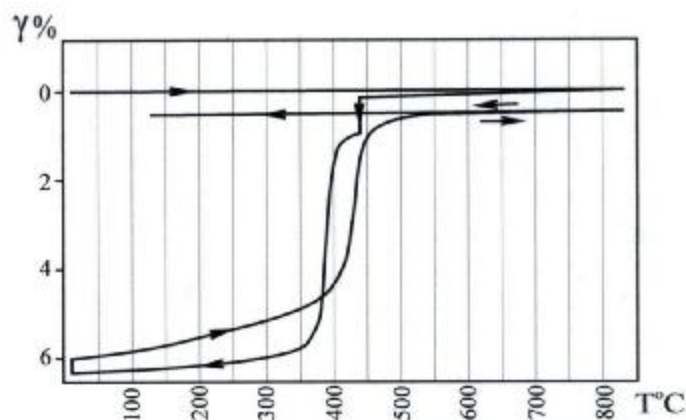


Рис.1. Схема деформация - восстановление формы для сплава Ti-5,1 Ta-4,9 Mo-4,9V (степень деформации 6%, степень восстановления формы 87%).

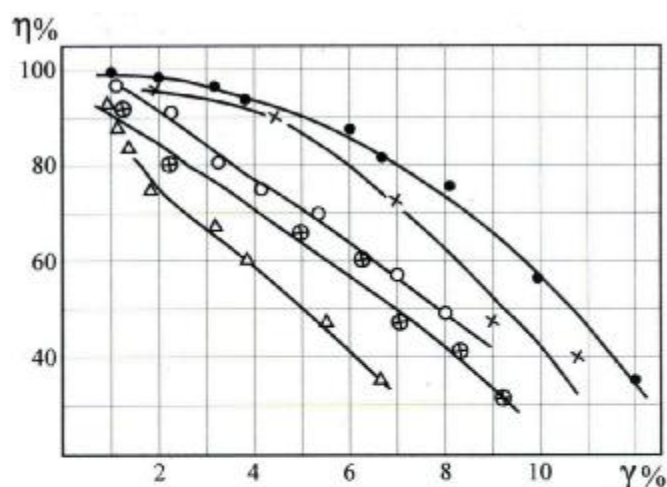


Рис.2. Зависимость степени восстановления формы (η) от степени деформации (γ) для сплавов:
 (—●—) Ti-5,1 Ta-4,9 Mo-4,9V;
 (—x—) Ti-5,0 Nb-4,9 Mo-4,8V;
 (—○—) Ti-9,9 Nb-10 V;
 (—⊕—) Ti-7,5 Nb-7,4 Mo;
 (—Δ—) Ti-7,8 Ta-8,1 Mo.

НЕУСТОЙЧИВАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ЗОНЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА Al–2,7%Mg

Головин Ю. И., Иволгин В. И.

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

golovin@tsu.tmb.ru

При испытаниях на растяжение поликристаллических макрообразцов Al–Mg сплавов наблюдается неустойчивая пластическая деформация, обычно сопровождаемая макроскопическими подвижными полосами деформации, на фронте которых деформация возрастает скачком, многократно превышая ее среднее значение по образцу (локализация деформации). Их зарождение в жестких машинах типа “Instron” сопровождается скачком напряжения.

При микро- и наноиндентировании поликристаллических Al–Mg сплавов при определенных условиях также наблюдается неустойчивая пластическая деформация, приводящая к возникновению в системе «образец–индентор» релаксационных колебаний. Но условия ее возникновения при этом значительно отличаются от тех, которые реализованы при традиционных видах нагружения. К наиболее существенным из них следует отнести малую величину деформируемого объема (меньше размера зерна) и наличие в нем высокоградиентного поля напряжений.

В работе, на основе исследования закономерностей неустойчивости пластического течения при индентировании Al–Mg сплавов, показано, что общую деформацию в них можно, в первом приближении, представить в виде суммы устойчивой и неустойчивой компонент, взаимодействие между которыми достаточно мало. Установлено также, что основным условием, определяющим закономерности ее неустойчивой составляющей, является $\Delta H_v / \langle H_v \rangle = \text{const}$, где $\langle H_v \rangle$ – среднее значение микротвердости по Виккерсу, а ΔH_v – приращение микротвердости в промежутке между соседними скачками. Кроме того, установлена пропорциональная зависимость частоты релаксационных колебаний от скорости относительной деформации при индентировании. Ее максимальное значение определяется из условия, что неустойчивая пластическая деформация проявляется только при скоростях относительной деформации менее $0,05 \text{ с}^{-1}$.

Обычно, при линейном росте силы, приложенной к индентору, неустойчивое пластическое течение, возникнув на некоторой глубине, далее остается таковым до окончания процесса нагружения. Но, изменяя закон изменения силы, легко добиться чередования фаз устойчивого и неустойчивого течения. Используя прерывистое нагружение (линейный или иной характер нагружения чередуется с паузами различной длительности) удалось показать, что неустойчивая компонента пластической деформации формируется за счет диффузионных процессов на периферии сильно деформированной зоны отпечатка.

На основе полученных результатов сформулирована феноменологическая модель, описывающая, в первом приближении, отмеченные выше закономерности неустойчивой пластической деформации при нано- и микроиндентировании Al–Mg сплавов при комнатной температуре.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ В МИКРО- И НАНООБЪЕМАХ

Головин Ю. И., Иволгин В. И., Коренков В. В., Тюрин А. И.

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

„Кинетический“ подход к прочности и пластичности твердых тел не потерял своей актуальности и в наше время. Более того, применение мощного арсенала современных физических методов исследования динамики структуры твердых тел на мезоскопическом, дислокационном, атомарном (а в последнее время и на электронно-спиновом) уровне превратило первоначальные полуинтуитивные представления о развитии деформации и разрушении во времени в экспериментально-верифицированную систему знаний о механическом поведении твердых тел как следствии многостадийного каскада взаимосвязанных событий на нескольких иерархических уровнях структуры. Сложность такого подхода предопределена тем, что необходимо учитывать объекты и процессы с характерными размерами и временами релаксации, различающимися на много порядков величины (по характерным размерам – до 10^{10} , а по времени – 10^{20} раз!). Такой диапазон обусловлен большим разнообразием структурных дефектов и их взаимодействий, ответственных за накопление повреждений под нагрузкой, различиями в динамике и механизмах движения носителей деформации, разной степенью коллективизации и самоорганизации событий низких структурных уровней на более высоких и др.

Макроскопическая пластическая деформация всегда является результатом громадного числа взаимообусловленных динамических процессов в дефектной структуре материала. Ввиду большого числа таких событий в единицу времени и инерционности традиционных механических средств испытания материалов, реальная кинетика пластического течения, заложенная природой на микроуровне, маскируется, что затрудняет ее обнаружение и исследование. Для экспериментального исследования динамики наноструктур необходимы *in situ* методы, обладающие одновременно высоким пространственным и временным разрешением. Интенсивное развитие в последнее десятилетие методов атомно-силовой микроскопии, а также динамического наноиндентирования обеспечило возможность исследования механических свойств в микро- и нанообъемах. Это позволяет по-новому взглянуть на ряд нерешенных фундаментальных проблем физики прочности и пластичности. Вместе с тем, разработка наномеханических устройств записи и хранения информации с ультравысокой плотностью и других наноэлектромеханических систем, прогресс в области нанотехнологии в целом привели к появлению новых вопросов относительно природы механических свойств в наномасштабных объектах.

В работе описаны результаты экспериментального исследования динамики деформации нанообъемов кристаллических, квазикристаллических и аморфных твердых тел методом непрерывного наноиндентирования с разрешением до 0.1 нм. Определен предел упругости в наноконтакте для ряда материалов. Обнаружены и исследованы процессы скачкообразного перехода к пластическому течению (эквивалент „зуба текучести“ в одноосных макроиспытаниях). Проанализирована динамика и статистика неустойчивости пластического течения в деформационно-старееющих сплавах. Выявлены особенности кривой локального деформирования, обусловленные фазовыми переходами под индентором и зарождением микротрещин. Показано, что несущая способность материала при наноконтактном нагружении во много раз превышает макроскопический предел текучести и даже в пластичных материалах приближается к теоретическому

пределу прочности. Установлено, что релаксационные процессы в субмикрообъемах, протекающие после разгрузки, приводят к гораздо большему упругому последствию, чем при макроиспытаниях.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования и науки РФ (грант № E02-3.4-263).

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КРЕМНИЯ И ГЕРМАНИЯ И ЕЕ ЗАВИСИМОСТЬ ОТ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Коренков В. В., Поверинова Г. В., Мелехов С. А.

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

Для выяснения влияния глубины и скорости относительной деформации на прочностные свойства материала в условиях действия высоких локальных напряжений большое значение имеет исследование кинетики формирования отпечатка при динамическом микро- и наноиндентировании.

В данной работе ставилась цель исследования влияния глубины и скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$ на кинетику формирования отпечатка, величину динамической твердости материала H_d и прочностные свойства материала (коэффициент трещиностойкости K_{1c} , размер трещины C , параметр Палмквиста α , микрохрупкость γ и поверхностную энергию разрушения W_p) ковалентных кристаллов Ge и Si в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 10^2 с^{-1} , перекрывающем четыре порядка величины.

Индентирование осуществляли алмазной пирамидой Берковича, под действием треугольного импульса силы с варьируемой амплитудой $P_{\max} \leq 420 \text{ мН}$ и длительностью фронта импульса нагружения (в диапазоне времен $\tau = 10 \text{ мс} \div 100 \text{ с}$), на динамическом наноиндентометре собственной конструкции.

Для исследованных кристаллов установлена зависимость кинетики формирования отпечатка, а также величин H_d , K_{1c} , C , α , γ , W_p от глубины отпечатка и скорости относительной деформации. Было установлено, что, например, в Si при постоянной температуре и нагрузке 160 мН трещины зарождаются в интервале скоростей относительной деформации от 10^{-2} до 2 с^{-1} . Так величина C уменьшается с ростом $\dot{\epsilon}$ в диапазоне от 10^{-2} до 2 с^{-1} . При увеличении $\dot{\epsilon}$ больше 2 с^{-1} величина C становится равной нулю, что соответствует резкому возрастанию величины K_{1c} (стремление к бесконечному значению). При постоянной глубине $h = 830 \text{ нм}$ трещины образуются в интервале от 10^{-2} до 1 с^{-1} . Определена зависимость размера трещины c и величины K_{1c} от $\dot{\epsilon}$.

Такая же зависимость наблюдается в Ge при глубине отпечатка $h = 830 \text{ нм}$: в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 0.5 с^{-1} трещины образуются, в интервале от 0,5 до 10^2 – отсутствуют.

Таким образом, в данной работе показана зависимость коэффициента трещиностойкости K_{1c} , размера трещины C , параметра Палмквиста α , микрохрупкости γ и поверхностной энергии разрушения W_p от скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$, глубины отпечатка h и величины приложенной нагрузки.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

РАЗДЕЛЕНИЕ РОЛИ МАСШТАБНОГО И СКОРОСТНОГО ФАКТОРОВ В ФОРМИРОВАНИИ ЧИСЛА ДИНАМИЧЕСКОЙ ТВЕРДОСТИ ПРИ ДЕЙСТВИИ НА МАТЕРИАЛ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Хлебников В. В., Юнак М. А., Мелехов А. В.

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

golovin@tsu.tmb.ru

Хорошо известно, что с уменьшением размеров объекта испытания или области деформирования до десятков – сотен нанометров все свойства материалов могут сильно изменяться.

Так, на величину динамической твердости могут влиять многие факторы: температура проведения эксперимента; размер сформированной области; скорость относительной деформации; среда, в которой происходит деформирование материала, и т. д. Однако для многих типов материалов, деформируемых при нормальных условиях, основной вклад в формирование числа твердости дает размер зоны пластической деформации h_c и скорость относительной деформации $\dot{\epsilon}$.

Поэтому в данной работе цель состояла в разделении вкладов масштабного и скоростного факторов в число динамической твердости H_d на различных этапах наноконтактной деформации.

В качестве объектов исследования были выбраны материалы с различной структурой: ионные и ковалентные монокристаллы (LiF, Ge, Si, ZnS), полимеры (ПММА), объемные аморфные металлические сплавы ($Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$), керамики (керамика на основе ZrO_2) и плавленый кварц.

Нагружение осуществляли алмазной пирамидой Берковича под действием симметричного треугольного импульса силы с варьируемой амплитудой P_{max} (от 0,4 мН до 240 мН) в диапазоне скоростей относительной деформации $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} с^{-1} до $4 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$.

В данной работе, в предположении аддитивности вкладов в формирование числа твердости при действии на материал высоких локальных напряжений, произведено разделение масштабного и скоростного вкладов в формирование числа твердости всех исследованных материалов.

При этом, для полимера ПММА, монокристаллов LiF, объемного аморфного металлического сплава $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$ и керамики на основе ZrO_2 , доли, контролируемые скоростным (ΔH_r) и масштабным (ΔH_h) факторами, растут, соответственно, при изменении скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$ в интервале от 10^{-2} до $4 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ и при изменении h_c в интервале от 1,5 мкм до 30 нм. Для плавленого кварца величины ΔH_r и ΔH_h равны нулю во всем исследованном интервале значений $\dot{\epsilon}$ и h_c .

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр Е02-3.4-263).

ВЛИЯНИЕ ХАРАКТЕРНЫХ РАЗМЕРОВ СДЕФОРМИРОВАННОЙ ОБЛАСТИ, СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА МИКРОМЕХАНИЗМЫ НАНОКОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МАТЕРИАЛОВ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКОЙ

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

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

golovin@tsu.tmb.ru

Для выявления микромеханизмов пластичности при различных способах воздействия на материал, как правило, применяют метод термоактивационного анализа с определением активационных параметров (активационного объема γ и энергии активации U^*). При действии на материал высоких локальных напряжений, как правило, определяют величину γ . Это обусловлено, во многом, отсутствием в литературе сравнительных данных об энергии активации различных дефектов структуры в условиях действия высоких локальных и сильно неоднородных напряжений, а также высоких плотностей структурных дефектов.

В данной работе ставилась цель исследования влияния размеров зоны пластической деформации h_c , скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$ и температуры T на величину активационного объема и доминирующие микромеханизмы пластичности при действии на материал высоких локальных напряжений. В качестве объекта исследования были выбраны материалы различной структуры (монокристаллы LiF, Si, Ge, ZnS; керамика на основе ZrO_2 ; объемный аморфный металлический сплав $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$ и полимер ПММА)

Для всех исследуемых материалов была определена величина активационного объема γ и показана ее зависимость от размеров зоны пластической деформации при треугольном и ступенчато-нарастающем импульсе нагружения.

Показано, что в зависимости активационного объема от размеров зоны пластической деформации можно выделить два этапа: первый характеризуется малыми значениями γ (γ возрастает от единиц до десятка объемов иона химического элемента, входящего в состав вещества) и зависимостью γ от средней скорости относительной деформации $\langle \dot{\epsilon} \rangle$. На втором этапе γ практически не чувствительна к $\langle \dot{\epsilon} \rangle$ и достигает значений десятков ионов для керамики на основе ZrO_2 и $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$ и сотен ионов – для монокристаллов LiF.

Определены доминирующие микромеханизмы массопереноса при действии на материал высоких локальных напряжений. Показано, что в начале деформирования величина γ соответствует моноатомным механизмам пластичности, которые затем сменяются для $Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$ и керамики на основе ZrO_2 малоатомными кластерами и дислокационными механизмами пластичности для монокристаллов LiF. Пластическая деформация ПММА при комнатной температуре происходит, в основном, за счет хребтовых звеньев, а при увеличении температуры до 125 °С – за счет движения отдельных макромолекул.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ОКОЛО ЗОНЫ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Юнак М. А.

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

golovin@tsu.tmb.ru

При исследовании механических свойств многих материалов особый интерес представляет изучение закономерностей деформирования при неоднородном локальном напряжённом состоянии, достаточно часто реализующемся на практике. Динамическое индентирование дает возможность смоделировать и исследовать поведение материала в этих условиях.

Поэтому цель этой работы заключалась в исследовании микрорельефа поверхности материала около зоны действия высоких локальных напряжений, а также – в установлении количества материала, вытесняемого из зоны деформирования в навал, в зависимости от скорости относительной деформации и типа материала.

В качестве исследуемых материалов были выбраны ионные монокристаллы NaCl, γ -облученный (дозой $\sim 10^7$ Gy), и необлученный LiF и аморфный полимер ПММА. Отпечатки наносились алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного, симметричного импульса нагрузки варьируемой амплитуды и длительности фронта нагружения от 10 мс до 100 с, что обеспечивало эквивалентные условия испытания в диапазоне скоростей относительной деформации $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 10^2 с $^{-1}$. Измерение объема материала, вытесненного в “навал”, производилось с помощью сканирующего атомного микроскопа AFM SOLVER по трехмерному изображению поверхности около места укола (рис.1).

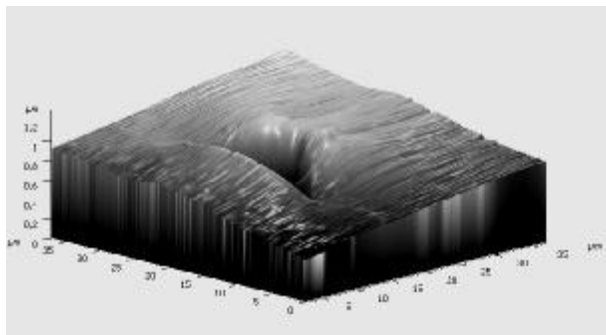


Рис. 1. Картина поверхности кристалла LiF после индентирования, полученная спомощью AFM SOLVER.

В результате показано, что доля материала, вытесненного в навал, определяется преимущественно скоростным фактором и типом исследуемого материала. Так, для LiF в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 10^{-1} с $^{-1}$ доля объема материала, вытесненного в навал, остается постоянной и составляет $\sim 70\%$ от объема отпечатка, а в интервале $\dot{\epsilon}$ от 10^{-1} до 10^2 с $^{-1}$ – убывает до 7% на необлученном образце и до 20% – на облученном. Для NaCl в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 10^{-1} с $^{-1}$ доля объема материала, вытесненного в навал, составляет $\sim 50\text{--}60\%$ от объема отпечатка, а в интервале от 20 до 10^2 с $^{-1}$ – убывает до 20%. Для ПММА в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 0,2 с $^{-1}$ доля объема материала, вытесненного в навал, составляет $\sim 50\text{--}55\%$ от объема отпечатка, а в интервале от 0,2 до 10^2 с $^{-1}$ – убывает до 15%. Ход зависимости доли материала, вытесненного в навал, от $\dot{\epsilon}$ коррелирует со скоростной зависимостью твердости в исследуемом диапазоне $\dot{\epsilon}$ в ионных кристаллах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-16573) и МО РФ, грант в области естественных наук (шифр Е04-3.4-263).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛЗУЧЕСТИ ПММА В СУБМИКРООБЪЕМАХ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Юнак М. А.

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

При разработке и применении полимеров в качестве конструкционных материалов необходимо решить ряд качественных и количественных вопросов, касающихся их поведения в условиях действия высокого локального нагружения.

Это обусловлено тем, что полимерные материалы (особенно ПММА) находят все большее применение на практике, особенно при разработке и изготовлении: устройств механической записи и считывания информации с помощью атомарно острых игловок, микро- и нанороботов, активных нанооптических систем, наномеханических систем и др.

Поэтому целью работы явилось исследование кинетики наноконтактной деформации, изучение процессов ползучести и установление доминирующих микромеханизмов пластичности при действии на ПММА высоких локальных напряжений в широком диапазоне скоростей относительной деформации $\dot{\epsilon}$ (от 10^{-2} до 10^2 с^{-1}) и температур (от 25 до 116°C).

Было установлено, что для температур, далеких от температуры стеклования ПММА, основная доля пластической деформации (95–97 %) приходится на время нарастания нагрузки, а оставшаяся часть – на процесс ползучести. При этом с ростом температуры процент прироста пластичности за счет ползучести увеличивается, достигая при 116°C величины порядка 50–60%.

Было установлено, что пластическая деформация в ПММА проходит в три стадии, отличающиеся характерными временами, размерами зоны пластической деформации h_c , силовыми и активационными параметрами. Так, активационный анализ показал, что величина активационного объема γ меняется на первой стадии от 10^{-32} до 10^{-31} , на второй стадии – от 10^{-31} до 10^{-30} м^3 , на третьей γ увеличивается до 10^{-28} м^3 .

Полученные значения g свидетельствуют в пользу того, что вначале (при высоких $\dot{\epsilon}$ и низких h_c) пластическая деформация происходит за счет движения отдельных боковых групп макромолекулы, которая сменяется движением хребтовых звеньев на заключительном этапе (низкие $\dot{\epsilon}$ и высокие h_c), а также при высоких температурах движением макромолекул ПММА.

Таким образом, в работе была исследована кинетика наноконтактной деформации, рассмотрены процессы ползучести и установлены доминирующие микромеханизмы пластичности при действии на ПММА высоких локальных напряжений в широком диапазоне скоростей относительной деформации $\dot{\epsilon}$ (от 10^{-2} до 10^2 с^{-1}) и температур (от 25 до 116°C).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И СКОРОСТИ НАВЕДЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Попов Н. Н., Коршунов А. И., Аушев А. А., Сидоркин М. Ю.,
Сысоева Т. И., Костылев И. В., Гусаров А. Е., Столяров В. В.*

Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики (РФЯЦ-ВНИИЭФ), г. Саров

**Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г. Уфа*

popov@astra.vniief.ru

Проведено исследование влияния интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) и скорости наведения деформации на формирование структуры сплава с эффектом памяти формы на основе никелида титана (состав $\text{Ni}_{49,5}\text{Ti}_{50,5}$). Установлено, что применение РКУП приводит к значительным изменениям в ориентации включений относительно оси прутка (от параллельного расположения в исходном состоянии до поворота на 45° после РКУП) и формированию ультрамелкозернистой структуры с размерами блоков порядка 40 нм, большими искажениями кристаллической решетки и высокой плотностью кристаллических дефектов. Также выявлено, что увеличение скорости наводимой деформации от $1,7 \cdot 10^{-3}$ до 700 с^{-1} приводит к уменьшению размеров блоков в исходном крупнозернистом материале и не влияет на размер блоков в ультрамелкозернистом РКУП сплаве.

Исследовано влияние РКУП материала заготовки в сочетании с последующей наводимой деформацией растяжения образцов на изменение термомеханических характеристик сплава TiNi. Показано, что применение РКУП приводит к увеличению характеристических температур формовосстановления A_s ЭПФ и A_f ЭПФ, уменьшению температур M_s ЭОПФ, M_f ЭОПФ и увеличению реактивных усилий в 1,6 раза по сравнению с исходным состоянием. Установлено, что увеличение скорости деформации при температуре 295 К приводит к уменьшению величины механически заданной деформации и снижению температуры A_s ЭПФ, а при температуре 245 К не вызывает изменений температур A_s ЭПФ и A_f ЭПФ, но оказывает некоторое влияние на изменение температур M_s ЭОПФ, M_f ЭОПФ, A_s ЭОПФ и A_f ЭОПФ.

1. И. В. Александров, Р. З. Валиев, ФММ, 77, вып. 6 (1994) 77-87.
2. Р. З. Валиев, И. В. Александров, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Москва, Логос, Россия, 2000, 272 с.
3. Н. Н. Попов, А. И. Коршунов, Т. И. Сысоева, А. А. Аушев, М. Ю. Сидоркин, Т. Н. Кравченко, Тезисы докладов III Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов», Черноголовка, Россия, 2004 г. с. 111.
4. V. V. Stolyarov, R. Z. Valiev, Proceedings of the NANOSPD2 Conference “Nanomaterials by severe plastic deformation”, Vienna, Austria, December 9-13, 2002, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2004, pp. 125-130.
5. С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев, Рентгенографический и электроннооптический анализ, Москва, МИСиС, Россия, 1994, 327 с.
6. Н. Н. Попов, В. М. Баринев, Заводская лаборатория, 5 (1985) 77-79.
7. N. N. Popov, N. D. Sevryugina, I. V. Sevryugin, N. V. Derkach, Materials Science Forum (Proceedings of the International Symposium and Exhibition on Shape Memory Materials (SMM'99), Kanazawa, Japan, May 19-21, 1999), 327-328 (2000) 187-190.

СОЗДАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-МЕТОДИЧЕСКОЙ БАЗЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Попов Н. Н.

Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики (РФЯЦ-ВНИИЭФ), г. Саров, Россия
popov@astra.vniief.ru

В настоящее время в промышленно развитых государствах интенсивно разрабатываются прогрессивные конструкции и технологии, основанные на использовании материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ).

Поэтому с целью повышения надежности разрабатываемых изделий в Российском Федеральном Ядерном Центре – Всероссийском научно-исследовательском институте экспериментальной физики (РФЯЦ-ВНИИЭФ) была создана экспериментально-методическая база для исследования термомеханических свойств материалов с ЭПФ.

На основе этих материалов был разработан ряд устройств и технологий различного назначения, таких как термомеханическое соединение трубопроводов, обратный клапан, термомеханический размыкатель электрических цепей и др.

В работе описано применение рентгеноструктурного анализа для исследования фазового состава и параметров субструктуры материалов с памятью формы после задания формы с различными температурно-скоростными режимами и после предварительного ударно-волнового нагружения, а также для измерения в них температур мартенситно-аустенитных превращений, что особенно необходимо для разработки оптимальной технологии задания им формы.

Разработаны устройства и методика ультразвукового контроля акустоупругих характеристик и температур фазовых превращений материалов с памятью формы после различных видов нагружения для оценки однородности свойств, фазового состояния и поиска внутренних дефектов в материалах с памятью формы.

В сравнении с методом измерения электросопротивления успешно опробован метод измерения нелинейно-упругих деформаций образцов никелида титана при термоциклировании под нагрузкой, основанный на явлении резкого изменения модуля упругости сплава в диапазоне характеристических температур.

С целью определения термомеханических характеристик предложен деформационный метод, для реализации которого разработан ряд устройств с использованием «слабого звена» для проведения исследований при квазистатических и динамических скоростях наведения деформации в диапазоне от 10^{-4} до 10^3 с^{-1} образцам из материалов с памятью формы и необходимые измерительно-регистрационные комплексы.

Исследования влияния ударно-волнового нагружения на поведение никелида титана проводили на баллистической ударной трубе с последующей различной деформацией и определением характеристик материалов с памятью формы.

Таким образом, в данной работе приведены результаты разработки экспериментально-методической базы для исследования параметров субструктуры, акустоупругих характеристик, температур фазовых превращений и термомеханических свойств материалов, обладающих эффектом памяти формы, в диапазоне температур от минус 196 до плюс 100 °С и скоростей наведения деформаций от 10^{-4} до 10^3 с^{-1} .

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАТИСТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФРАГМЕНТАЦИИ СТЕКЛА

Давыдова М. М., Давыдов Д. М.

Институт механики сплошных сред, Пермь, Россия

davydova@icmm.ru

Процесс разрушения в результате фрагментации исследовался как в условиях динамического нагружения [1-3], так и статического. Преимуществом последнего типа нагружения является то, что методы проведения эксперимента позволяют сохранить картину разрушения, т.е. сфотографировать расположение фрагментов и сеть трещин, которые и разделяют образец на части. Было решено исследовать тонкую стеклянную пластину под действием равномерно распределенной квазистатической нагрузки. С этой целью была проведена конструкторская разработка и создана оригинальная пневматическая экспериментальная установка, обеспечивающая усилие в диапазоне от 10^4 до 10^7 Н. Установка рассчитана для работы с образцами размером 60×60 мм и толщиной 0,1 мм. Стеклянная пластинка помещается в пенал, состоящий из трех круглых пластин (оргстекло, стеклотекстолит и сталь), что позволяет сохранить картину фрагментации после снятия нагрузки. Пенал опирается по контуру на цилиндрическую поверхность и через резиновую мембрану подвергается повышенному давлению газовой среды. Затем через отверстие в пластине из стали на стеклянный образец наносится надрез, который обеспечивает "запуск" процессов трещинообразования и фрагментации. Картина фрагментации (содержимое пенала) снимается цифровой камерой. Компьютерная обработка полученных изображений, представляющих собой графические файлы в JPEG-формате, состоит из двух этапов. На первом создается «обработанное» изображение. На втором – это изображение служит основой для подсчета количества и размера фрагментов, а также для определения фрактальной размерности. Распределение фрагментов по размерам описывается экспоненциальной функцией. Фрактальная размерность D_f определяется из выражения $L(r) \sim r^{D_f}$, где $L(r)$ суммарная длина трещин в квадрате размером $r \times r$.

Работа проводится при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант 05-01-00863, грант 04-01-97514p_офи, грант 04-01-96042 урал_a)

1. Bouzid S., Nyoungue F., Azari Z., N.Bouaouadja N., Pluvinage G. Fracture criterion for glass under impact loading// International Journal of Impact Engineering. 2001. V.25. P. 831-845.
2. Grady D., Kipp M. Geometric statistics and dynamic fragmentation// J.Appl. Phys. 1985. V. 58 (3). P. 1210-1221.
3. Grady D. Particle size statistics in dynamic fragmentation// J. Appl. Phys. 1990. V. 68 (12). P. 6099-6105.
4. Weiss J. Fracture and fragmentation of ice: a fractal analysis of scale invariance// Engineering Fracture Mechanics 2001. V. 68. P. 1975-2012.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ФАСЕТИРОВАНИЯ – ПОТЕРИ ОГРАНКИ НА ДВИЖЕНИЕ ТРОЙНОГО СТЫКА В ЦИНКЕ

Страумал Б. Б., Сурсаева В. Г., Горнакова А. С.

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Московская область, Россия

sursaeva@issp.ac.ru

Было исследовано влияние фазового перехода фасетирование - потеря огранки на миграцию индивидуальных тройных стыков. Были приготовлены индивидуальные тройные стыки с тремя границами наклона $[10\bar{1}0]$ с углами разориентации 43° , 37° и 6° . Одновременно изучалась стационарная форма движущегося тройного стыка и измерялась скорость миграции *in-situ* в поляризованном свете в температурном интервале 670-688 К. Обнаружено, что в некоторых экспериментах образовывалась фасетка на границе наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 37° . Эта фасетка располагалась параллельно плотноупакованной плоскости в решетке совпадающих узлов. Длина фасетки уменьшалась с увеличением температуры и полностью исчезала при 688К. В других экспериментах в том же самом температурном интервале граница наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 37° не фасетировалась. Это позволило сравнить миграцию двух тройных стыков с одной и той же кристаллогеометрией, в одном граница $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 37° фасетирована, в другом скругленная. Показано, что тройной стык с фасетированной границей мигрировал со скоростью на два порядка медленнее, чем со скругленной границей. Высокие значения энергии активации мы связываем с изменением геометрии фасетированной границы.

Авторы благодарит РФФИ за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ ИННО 03 02 04000.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абрамов В. Я.	25	Варгасов Н. Р.	114
Агинец Р. В.	152	Варюхин В. Н.	128, 137
Адашкин А. М.	155	Василенко А. Ю.	195
Азов А. Ю.	119	Васильев Л. И.	194
Алдохин Д. В.	6	Васильев Л. С.	157-159
Александрова Н. М.	25, 193	Васильева В. В.	122
Алешин Д. Н.	42	Великанова Ю. В.	176
Амосова О. В.	3	Вербаховская Р. А.	154
Андреев В. А.	5	Веттегрень В. И.	77, 200
Андронов И. Н.	151-154	Викарчук А. А.	18, 20, 21
Антенорова Н. П.	118	Виноградов В. В.	48
Антоненко А. Н.	191	Виноградова Л. А.	168
Антонова О. В.	84	Виноградова М. Р.	176
Арабаджян Н.	175	Вихарев С. В.	174
Атрошенко С. А.	94	Вичужанин Д. И.	126
Аушев А. А.	211	Волков А. Е.	65, 76, 77
Афанасьева Т. С.	72	Волков М. Е.	53
Аэро Э. Л.	166, 167	Воробьев С. В.	33, 35
Бабенко Д. С.	195	Воронов А. В.	121
Бабицкий Н. А.	42	Вьюненко Ю. Н.	65-67
Багаутдинов А. Я.	30	Вяххи И. Э.	107, 108
Багмутов В. П.	192	Гильмутдинов Ф. З.	134
Бадиян Е. Е.	93	Гиляров В. Л.	77
Бадрутдинов Г. С.	176	Гирсова С. Л.	47
Баранов М. А.	133	Гладковский С. В.	126
Баранов Ю. В.	198	Глезер А. М.	6, 12, 27, 42, 201
Барахтин Б. К.	109, 113, 114, 116	Головин Ю. И.	15, 204-210
Бастараш Е.	24	Голосиенко С. А.	115
Башмаков В. И.	187	Голяндин С. Н.	56, 142
Баянкин В. Я.	133, 134	Горгадзе К. М.	175, 176, 202
Бейгельзимер Я. Е.	128	Горкунов Э. С.	126
Белоусов М. Н.	23	Горнакова А. С.	214
Белоусов Н. Н.	137, 189	Горюшкин В. Ф.	31
Беляев С. П.	69	Грабко Д. З.	150
Бенгус В. З.	52	Григорьева Н. А.	129
Берикашвили Т. И.	175, 176, 202	Гринберг Б. А.	83, 84
Беспалова И. В.	163	Громов В. Е.	27-31, 33-35, 37-42
Бетехтин В. И.	3, 4, 201	Громова А. В.	36
Бетехтин К. В.	4	Громова М. С.	191
Блинова Е. Н.	6, 201	Груздков А. А.	87
Бобелева О. В.	76, 77	Гундеров Д. В.	52
Богданов Р. И.	89	Гундырев В. М.	26, 45
Богданова Т. П.	126	Гусаров А. Е.	211
Бойцов Э. А.	208	Давыдов Д. М.	213
Бондарев А. Б.	4, 5	Давыдова М. М.	213
Боровков А. И.	51	Даль Ю. М.	124
Боровков Д. В.	25	Дамаскинская Е. Е.	17
Босин М. Е.	81, 82	Данейко О. И.	129
Браиловский В.	24	Данюк А. В.	63
Бродова И. Г.	185, 186	Де Батист Р.	56
Брюшко В. И.	63	Дегтярев В. Т.	61, 62
Будовских Е. А.	30, 31	Демаков С. Л.	182
Булыгин А. Н.	166	Демерс В.	24
Буренков Ю. А.	49	Демидов А. Г.	53
Бутягин А. А.	16	Денисов Е. К.	140, 141
Быков П. В.	134	Диас Ф. Р. М.	108
Бычков А. А.	91	Диваков А. К.	109, 110, 112
Валиев Р. З.	9, 52, 101	Дмитриевский А. А.	15
Валуженич М. К.	14	Добаткин С. В.	23, 24, 44
Ван Хюмбек Я.	56	Добрынина О. В.	72

Довженко О. А.	21
Дроздов А. Ю.	133
Дудаков С. П.	11
Дурум Т. С.	54
Дюшекеев К. Д.	171-173
Евард М. Е.	76, 77
Елсуков Е. П.	158
Елсукова Т. Ф.	68
Ефимов О. Ю.	38
Ефремов Г. А.	195
Желонкин А. В.	126
Желтов М. А.	139-141
Жигачева Н. И.	109, 110, 112
Житару Р. П.	54, 55
Жуков Б. Г.	56
Журбенко П. Н.	66, 67
Задворкин С. М.	126
Зайченко С. Г.	12
Затульский Г. З.	67
Захаров И. Н.	192
Зельдович В. И.	26, 45
Знобищева Д. В.	16
Золотов А. Е.	140, 141
Зуев Л. Б.	46
Иванов А. М.	161
Иванов М. А.	83
Иванов Н. Ф.	33-36, 38
Иванов Ю. Ф.	30, 37, 41
Иванькова Е. М.	200
Ивахин М. П.	41
Иволгин В. И.	204, 205
Иконникова К. В.	197
Иконникова Л. Ф.	197
Инаекян К. Э.	24, 43
Инкин И. В.	72
Ионов И. Н.	43
Ипполитов П. А.	13
Кадашевич Ю. И.	184
Кадомцев А.Г.	3, 4, 201
Казарина С. А.	131
Какулия Ю. Б.	188
Кандаров И. В.	101
Капустин А. Н.	12
Капуткина Л. М.	72, 73
Каратеев В. К.	31
Кардашев Б. К.	3, 49
Каримбаев Т. Д.	96
Карпинский Д. Н.	91, 92
Кащенко М. П.	165, 174
Кириллов А. М.	11
Кириллов Р. А.	10, 13
Климашин С. И.	28
Клявин О. В.	51
Клявин О. И.	51
Ковалева М. Г.	98
Ковалевская Т. А.	129
Коваленко В. В.	34, 36, 37
Козак А. Ф.	144, 147-149
Козлов Э. В.	7, 28, 29, 33-38, 41, 47, 121
Коледов В. В.	145
Колесникова О. С.	69
Колосов С. В.	46

Колпаков А. Я.	98
Колтунов О. С.	70
Кольцов Р. Ю.	139
Конева Н. А.	8, 47
Коновалов С. В.	27, 39, 41, 42
Коренков В. В.	205, 206
Корзников А. В.	79
Корзникова Г. Ф.	79
Коротицкий А. В.	23, 26
Коршунов А. И.	211
Косицына И. И.	102
Косорлуков И. А.	176
Костылев И. В.	211
Костюк Д. А.	144, 146-149
Котречко С. А.	138
Кочеткова Т. Н.	102
Красильников В. В.	85
Кремнев Л. С.	155, 168
Кривошеев С. И.	70, 87, 94, 95
Кривченко А.Л.	14
Крыленко А. В.	74
Крылов Н. А.	48
Крючков М. А.	77, 200
Крючков С. В.	153
Кузавко Ю. А.	144-149
Кузина О. Ю.	68
Кузьбожев А. С.	152
Куксенко В. С.	17
Куницына Т. С.	163
Курильчик Е. В.	119
Кустов С. Б.	56, 142
Кутырев В. В.	130
Кучер А. В.	138
Лаврентьев Ф.Ф.	82
Лапин Н. И.	89
Латыш В. В.	101
Лебедева Н. В.	113, 114
Левин Д. М.	59
Ленникова И. П.	185, 186
Леу Д.	150
Литовченко И. Ю.	160
Ложников Ю. И.	73
Лозенко В. В.	105
Локтев А. А.	80
Лоладзе Л. В.	127
Ломаев И. Л.	158
Лосев А. Ю.	61, 62
Лукин Е. С.	161
Лунарска Е.	57
Лычагин Д. В.	162, 163
Лютцау В. Г.	198
Ляхов С. А.	135
Макушев С. Ю.	23, 25
Малиновская В. А.	7
Малыгин Г. А.	50
Малых Н. В.	5
Мамаев Ш.	96
Манасенков С. Е.	201
Марихин В. А.	122, 200
Маркушев М. В.	97
Мартусевич Е. В.	30
Маслов А. И.	98

Матафонов П. П.	118	Петров Ю. В.	87, 94, 95
Матлахов А. Н.	108	Петрунин В. А.	40
Матлахова Л. А.	108	Петухов Б. В.	86
Махнева Т. М.	103	Печина Е. А.	182
Мелехов А. В.	207	Пилипенко А. П.	196
Мелехов С. А.	206	Пискаленко В. В.	27, 35, 36, 38, 40
Менделеева Ю. А.	119	Пластинина Г. В.	194
Мерсон Д. Л.	63, 64	Плехов О. А.	78, 199
Мешков Ю. Я.	138	Плотников А. В.	84
Мещеряков Ю. И.	109-112	Плужников С. Н.	11
Минина Н. А.	72	Плужникова Т. Н.	10, 11, 13
Миранцев Л. В.	167	Поверинова Г. В.	206
Мирошников И. В.	95	Подольский А. В.	52
Митлина Л. А.	176	Поздняков В. А.	202
Митропольская С. Ю.	126	Полетика Т. М.	46, 47
Михайлов М. С.	115	Полякова Н. А.	25
Михлик Д. В.	140, 141	Помыткин С. П.	184
Мишустин И. В.	132	Попов В. Ф.	13
Мовчан А. А.	131, 132	Попов Н. Н.	25, 211, 212
Молотова К. Е.	39	Попов П. В.	164
Морозов М. М.	38	Попов С. А.	4
Муктепавела Ф. О.	170	Попова Н. А.	7, 8, 28, 29, 47, 121
Мышляев М. М.	112	Приходько О. А.	194
Мясникова Л. П.	200	Прокофьев Е. А.	44
Мясникова М. В.	117, 118	Прокофьева О. В.	128
Нагорных С. Н.	89, 90	Прокошкин С. Д.	23-26, 43, 44
Наймарк О. Б.	169, 199	Пронина Ю. Г.	124
Нариманова Г. Н.	46	Прутков А. Э.	126
Нарыкова М.В.	3	Пряхин Е. И.	183
Нацик В. Д.	52	Пугачева Н. Б.	117, 118
Неверов В. В.	191	Пульнев С. А.	4, 108
Немцев А. Н.	85	Пяк Е. А.	65
Нестерова Е. В.	115	Радченко А. В.	104
Никаноров С. П.	56	Радченко П. А.	104
Никифорова В. Н.	81, 82	Разов А. И.	87
Никифоров А. В.	51	Разуваев А. А.	63
Николаюк Л. Н.	144, 147, 149	Рахвалов В. А.	55
Никоненко Е. Л.	8	Рахвалов С. А.	143
Носкова Н. И.	79	Реснина Н. Н.	69
Овсянников А. В.	180	Робу С. В.	143
Овчинников С. К.	151	Россихин Ю. А.	80
Онегина А. К.	168	Рубаник В. В.	66
Орешкин Д. В.	164	Рубаник В. В. (мл.)	66
Павленков В. И.	90	Рыбин В. В.	114
Пазилова У. А.	113	Рыклина Е. П.	43
Палистрант Н. А.	143	Савенков Г. Г.	116
Пальмов В. А.	51	Савотченко С. Е.	85
Панин А. В.	68	Садовиков К. А.	39
Панин В. Е.	68	Саитова Л. Р.	9
Панченко Е. Ю.	180, 181	Салимгареева Г. Х.	101
Панчихина Г. И.	91	Санников С. В.	92
Панькин Н. А.	178, 179	Сапожников К. В.	56, 142
Пацелов А. М.	84	Сапронов И. Ю.	155
Пашинская Е. Г.	137	Саркисов Ю. С.	197
Перадзе Т. А.	175, 176, 202	Светлов В. Н.	77
Перадзе Х. Т.	175, 176, 202	Семенова И. П.	9, 101
Перевозчикова Н. Н.	43	Семин А. П.	27
Перейра Е. К.	108	Семичева Т. Г.	115
Пермяков А. А.	31	Сергеев В. П.	121
Пермякова И. Е.	12	Сергеев О. В.	121
Перфилов В. А.	164	Сердобинцев В.	176
Петров П. П.	75	Сивцова П. А.	106

Сидоркин М. Ю.	211
Сизоненко Н. Р.	8
Сильченко Л. Г.	136
Скворцов В. В.	139
Скорикова Н. А.	165
Скотникова М. А.	48
Скрябина Н. Е.	58
Слуцкер А. И.	201
Смирнов Б. И.	49
Смирнов С. В.	117, 118
Смирнов С. Н.	52
Смоланов Н. А.	178, 179
Соковиков М. А.	32
Солодилов С.А.	82
Соснин О. В.	35
Спивак Л. В.	57, 58
Стаматели Ю. И.	175, 176, 202
Стеценко Н. Н.	138
Столяров В. В.	44, 211
Страумал Б. Б.	214
Сурсаева В. Г.	120, 214
Сучкова Н. Ю.	15
Сысоева Т. И.	211
Табачникова Е. Д.	52
Татьянин Е. В.	24, 43, 44
Твердохлебова А. В.	180, 181
Теплинский Ю. А.	152
Теплякова Л. А.	163
Тетельбаум Д. И.	119
Тихомиров А. А.	123
Тихонькова О. В.	28, 29
Ткачѳв С.П.	71
Ткачѳва Г.И.	71
Ткаченко В. М.	137
Томилин Н. Г.	17
Тонкопряд А. Г.	93
Трубицына И. Б.	44
Тюменцев А. Н.	160
Тюрин А. И.	205-210
Тялин Ю. И.	16
Тялина В. А.	16
Тяпунина Н. А.	62
Уваров С. В.	199
Усанова О. Ю.	202
Уткин А. А.	94
Ушаков И. В.	99,100
Федорищева М. В.	121
Федоров В. А.	10-13, 16
Федоров С. В.	26
Федоровский Г. Д.	87, 94, 95
Фишгойт А. В.	53
Фролова Н. Ю.	45
Хейфец А. Э.	45
Хлебников В. В.	207, 208
Хмелевская И. Ю.	23-25, 43, 44
Хомская И. В.	45
Хоник В. А.	134, 135

Хусаинов М. А.	4, 5
Целлермаер В. В.	28, 29
Целлермаер В. Я.	40
Цобкалло Е. С.	122, 123
Чаусов Н. Г.	196
Чах К.	135
Чащина В. Г.	165, 174
Челидзе Т. В.	175, 176, 202
Чемеркина М. В.	10
Черняева Е. В.	64
Чиванов А. В.	10, 13
Чикова Т. С.	187
Чмель А. Е.	123
Чуканов А. Н.	59, 60
Чумляков Ю. И.	180, 181
Чусов С. А.	180
Чымырбаев А. Б.	171- 173
Шабашов В. А.	185
Шавловская И. П.	187
Шавров В. Г.	144-146
Шахназаров А. Ю.	183
Шахназаров Ю. В.	183
Шашурин Г. В.	53
Шевченко Д. В.	51
Шевченко Н. В.	160
Шевченко С. В.	138
Шеляков А. В.	58
Шепелевич В. Г.	105, 106
Шеховцов О. В.	93
Шибков А. А.	139-141
Ширинкина И. Г.	186
Шитикова М. В.	80
Шишкова Н. В.	127
Штеренберг А. М.	14
Шуклинов А. В.	139-141
Шульга В. В.	198
Шуринов Р. В.	93
Экземплярова Е. О.	118
Эфрос Б. М.	127, 128
Эфрос Н. Б.	127
Юнак М. А.	207, 209, 210
Юрков М. С.	39
Юрьев А. Б.	38
Юрьев В. А.	198
Якимук В. П.	190
Якушев П. Н.	200
Ясников И. С.	18, 20, 21, 64
Яшников В. П.	88

Bakradze G.	170
De Arellano-López A. R.	49
Goretta K. C.	49
Schaller R.	142
Singh D.	49
Stolyarova S.	170

Бетехтин В. И., Кардашев Б. К., Кадомцев А. Г., Амосова О. В., Нарыкова М. В. (Санкт-Петербург) ДОЛГОВЕЧНОСТЬ, УПРУГОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ.	3
Бетехтин В. И., Пульнев С. А., Кадомцев А. Г., Бетехтин К. В. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	4
Хусаинов М. А., Попов С. А., Бондарев А. Б. (В. Новгород, Москва) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПРОЦЕЛКИВАНИЯ ПРИ РЕАЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.	4
Хусаинов М. А., Андреев В. А., Малых Н. В., Бондарев А. Б. (В. Новгород, Москва) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ ПРЯМОМ ОТЖИГЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПСЕВДОУПРУГОСТЬ СПЛАВА Ti-50,82at%Ni.	5
Алдохин Д. В., Блинова Е. Н., Глезер А. М. (Москва) ПЕРВИЧНАЯ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И ВЯЗКО-ХРУПКИЙ ПЕРЕХОД В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ Fe-Ni-B.	6
Козлов Э. В., Малиновская В. А., Попова Н. А. (Томск) УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ 20X2H4A В РЕЗУЛЬТАТЕ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ.	7
Конева Н. А., Попова Н. А., Никоненко Е. Л., Сизоненко Н. Р. (Томск) МОРФОЛОГИЯ γ -ФАЗЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni-Al.	8
Сайтова Л. Р., Семенова И. П., Валиев Р. З. (Уфа) СВЕРХПЛАСТИЧНОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ.	9
Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Чемеркина М. В., Чиванов А. В., Кириллов Р. А. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ВЕЛИЧИНУ ПРОБЕГОВ КРАЕВЫХ И ВИНТОВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ NaCl.	10
Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Плужников С. Н., Дудаков С. П., Кириллов Р. А. (Тамбов) ДВОЙНИКОВАНИЕ, СОПУТСТВУЮЩЕЕ РАЗРУШЕНИЮ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si	11
Федоров В. А., Глезер А. М., Пермякова И. Е., Зайченко С. Г., Капустин А. Н. (Тамбов, Москва) ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ.	12
Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Кириллов Р. А., Чиванов А. В., Ипполитов П. А., Попов В. Ф. (Тамбов) МЕХАНИЗМ ВОЗДЕЙСТВИЯ МАЛЫХ ДОЗ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В ЦГК.	13
Валюженич М. К., Кривченко А. Л., Штеренберг А. М. (Самара) ФИЗИКА СИНТЕЗИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ.	14
Головин Ю. И., Дмитриевский А. А., Сучкова Н. Ю. (Тамбов) ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ К СЛАБОИНТЕНСИВНОМУ БЕТА-ОБЛУЧЕНИЮ.	15
Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Бутягин А. А., Знобищева Д. В. (Тамбов) ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ОСТАНОВКЕ И ЗАЛЕЧИВАНИИ ТРЕЩИН.	16
Дамаскинская Е. Е., Куксенко В. С., Томилин Н. Г. (Санкт-Петербург) НАКОПЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ.	17
Ясников И. С., Викарчук А. А. (Тольятти) ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССОВ МАССО- И ТЕПЛООБМЕНА В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.	18

Ясников И. С., Викарчук А. А. (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОСТРОВКАХ РОСТА НА НАЧАЛЬНЫХ ЭТАПАХ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.	20
Ясников И. С., Довженко О. А., Викарчук А. А. (Тольятти) РЕЛАКСАЦИЯ ВНУТРЕННИХ ПОЛЕЙ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МИКРОТРУБКАХ В ПРОЦЕССЕ ИХ РОСТА ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.	21
Белоусов М. Н., Коротицкий А. В., Макушев С. Ю., Прокошкин С. Д., Добаткин С. В., Хмелевская И. Ю. (Москва) ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti–Ni–3.0%Fe, ПОДВЕРГНУТОГО ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	23
Прокошкин С. Д., Браиловский В., Хмелевская И. Ю., Добаткин С. В., Инаекян К. Э., Демерс В., Бастараш Е., Татьянин Е. В. (Москва, Монреаль/Канада, Троицк) ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ И ОТЖИГЕ И ПОВЫШЕНИЕ КОМПЛЕКСА ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Ti–Ni.	24
Абрамов В. Я., Александрова Н. М., Боровков Д. В., Макушев С. Ю., Полякова Н. А., Попов Н. Н., Прокошкин С. Д., Хмелевская И. Ю. (Москва, Саров) РЕАЛИЗАЦИЯ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ГЕНЕРАЦИЯ И РЕЛАКСАЦИЯ РЕАКТИВНОГО НАПРЯЖЕНИЯ В СПЛАВАХ Ti–Ni–Nb(–Zr) С ШИРОКИМ МАРТЕНСИТНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ	25
Гундырев В. М., Зельдович В. И., Коротицкий А. В., Прокошкин С. Д., Федоров С. В. (Москва, Екатеринбург) НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПАРАМЕТРОВ РЕШЕТКИ МАРТЕНСИТА БИНАРНЫХ СПЛАВОВ Ti–Ni.	26
Семин А. П., Глезер А. М., Коновалов С. В., Громов В. Е., Пискаленко В. В. (Новокузнецк, Москва) ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ, ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА.	27
Климашин, С. И., Тихонькова О. В., Попова Н. А., Целлермаер В. В., Громов В. Е., Козлов Э. В. (Новокузнецк, Томск) ИСТОЧНИКИ И АМПЛИТУДА ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В ЛИТОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 30ХНЗМФА	28
Тихонькова О. В., Попова Н. А., Целлермаер В. В., Громов В. Е., Козлов Э. В. (Новокузнецк, Томск) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЗАКАЛКИ НА БЕЙНИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И СОСТОЯНИЕ АУСТЕНИТА.	29
Багаутдинов А. Я., Будовских Е. А., Мартусевич Е. В., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е. (Новокузнецк) ОБРАЗОВАНИЕ ЯЧЕЕК КОНЦЕНТРАЦИОННОГО РАССЛОЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ.	30
Каратеев В. К., Будовских Е. А., Горюшкин В. Ф., Пермяков А. А., Громов В. Е. (Новокузнецк) ИЗНОСО- И ЖАРОСТОЙКОСТЬ БОРСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ.	31
Соковиков М. А. (Пермь) ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЛН ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ.	32
Воробьев С. В., Иванов Н. Ф., Козлов Э. В., Громов В. Е. (Новокузнецк, Томск) МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ИМПУЛЬСАМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА.	33
Коваленко В. В., Иванов Н. Ф., Козлов Э. В., Громов В. Е. (Новокузнецк, Томск) МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СИЛЬНОТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ.	34

Соснин О. В., Громов В. Е., Воробьев С. В., Иванов Н. Ф., Козлов Э. В., Пискаленко В. В. (Новокузнецк, Томск) ПРИРОДА ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ.	35
Громова А. В., Иванов Н. Ф., Коваленко В. В., Пискаленко В. В., Козлов Э. В. (Новокузнецк, Томск) ПУТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР ПРИ МАЛО- И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ.	36
Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф., Козлов Э. В., Громов В. Е. (Новокузнецк, Томск) РАСТВОРЕНИЕ ЦЕМЕНТИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА.	37
Юрьев А. Б., Морозов М. М., Ефимов О. Ю., Иванов Н. Ф., Громов В. Е., Козлов Э. В., Пискаленко В. В. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЕ ПРЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКОЙ.	38
Молотова К. Е., Юрков М. С., Садовиков К. А., Коновалов С. В., Громов В. Е. (Новокузнецк) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08X18N10T ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ.	39
Петрунин В. А., Целлермаер В. Я., Громов В. Е., Пискаленко В. В. (Новокузнецк) ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СТАЛИ.	40
Ивахин М. П., Иванов Ю. Ф., Коновалов С. В., Козлов Э. В., Громов В. Е. (Новокузнецк, Томск) ОБРАЗОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СТАЛИ 60ГС2 ПРИ УСТАЛОСТИ С ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИЕМ.	41
Алешин Д. Н., Глезер А. М., Коновалов С. В., Громов В. Е., Бабицкий Н. А. (Новокузнецк, Москва) РЕНТГЕНСПЕКТРАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ Fe–Si.	42
Рыклина Е. П., Хмелевская И. Ю., Прокошкин С. Д., Инаекян К. Э., Татьяна Е. В., Ионов И. Н., Перевозчикова Н. Н. (Москва) НАВЕДЕНИЕ ОБРАТИМОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ NiTi И ЕГО РЕАЛИЗАЦИЯ В ГОТОВОМ ИЗДЕЛИИ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ.	43
Хмелевская И. Ю., Прокошкин С. Д., Добаткин С. В., Трубицына И. Б., Татьяна Е. В., Столяров В. В., Прокофьев Е. А. (Москва) СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ Ti–Ni ПОСЛЕ ТРАДИЦИОННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	44
Зельдович В. И., Хомская И. В., Фролова Н. Ю., Хейфец А. Э., Гундырев В. М. (Екатеринбург) УДАРНО-ВОЛНОВОЕ НАГРУЖЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ИМЕЮЩИХ РАЗЛИЧНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ.	45
Полетика Т. М., Нариманова Г. Н., Колосов С. В., Зуев Л. Б. (Томск) ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ГПУ-СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ НА МАКРО- И МИКРОУРОВНЯХ.	46
Полетика Т. М., Гирсова С. Л., Попова Н. А., Козлов Э. В., Конева Н. А. (Томск) ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ.	47
Скотникова М. А., Крылов Н. А., Виноградов В. В. (Санкт-Петербург) ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ.	48
Kardashev B. K., Burenkov Ju. A., Smirnov B. I. Singh D., Goretta K. C. De Arellano-López A. R. (Санкт-Петербург, Argonne, Illinois/ USA) ELASTIC MODULUS AND INTERNAL FRICTION OF Si ₃ N ₄ /BN FIBROUS MONOLITHIC CERAMICS.	49
Малыгин Г. А. (Санкт-Петербург) АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ СУБМИКРОННОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В МЕТАЛЛАХ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ.	50

Боровков А. И., Клявин О. И., Клявин О. В., Никифоров А. В., Пальмов В. А., Шевченко Д. В. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ МАТРИЦЫ И ГРАНИЦ РАЗДЕЛА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДЕЛЬНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА LiF–LiF: Mg ²⁺ .	51
Табачникова Е. Д., Бенгус В. З., Подольский А. В., Смирнов С. Н., Нацик В. Д., Гундеров Д. В., Валиев Р. З. (Харьков/Украина) ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА РАЗНОЙ ЧИСТОТЫ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 300, 77 И 4,2 К.	52
Фишгойт А. В., Демидов А. Г., Шашурин Г. В., Волков М. Е. (Москва) РОСТ ТРЕЩИН В СПЛАВАХ ТИТАНА И НИКЕЛЯ ПРИ ПОСТОЯННОЙ НАГРУЗКЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОЛЗУЧЕСТИ.	53
Житару Р. П., Дурум Т. С. (Кишинев/Молдова) ПРОЧНОСТНЫЕ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА γ -ОБЛУЧЕННЫХ КРИСТАЛЛОВ LiF, ПОДВЕРГНУТЫХ ДЛИТЕЛЬНОМУ ХРАНЕНИЮ В ТЕМНОТЕ.	54
Житару Р. П., Рахвалов В. А. (Кишинев/Молдова) ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОСТИ, ВВЕДЕННОЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ОДНООСНЫМ СЖАТИЕМ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ КРИСТАЛЛОВ MgO, НА ИХ ПРОЧНОСТНЫЕ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.	55
Голяндин С. Н., Жуков Б. Г., Кустов С. Б., Никаноров С. П., Сапожников К. В., Де Батист Р., Ван Хюмбек Я. (Санкт-Петербург, Palma de Mallorca/Испания, Antwerp/Бельгия, Neverlee/Бельгия) ВЛИЯНИЕ ГИПЕРСКОРОСТНОГО УДАРА НА МАРТЕНСИТНУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛА СПЛАВА Cu–Al–Ni.	56
Спивак Л. В., Лунарска Е. (Пермь, Варшава/Польша) МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ ПРИ НАСЫЩЕНИИ АЛЮМИНИЯ ВОДОРОДОМ.	57
Скрябина Н. Е., Спивак Л. В., Шеляков А. В. (Пермь, Москва) ИНИЦИИРОВАННАЯ ВОДОРОДОМ ПОЛЗУЧЕСТЬ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КВАЗИБИНАРНЫХ СИСТЕМ TiNi+МЕТАЛЛ.	58
Левин Д. М., Чуканов А. Н. (Тула) НАБЛЮДЕНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МИКРОРАЗРУШЕНИЯ ПО ИЗМЕНЕНИЮ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СКОПЛЕНИЙ.	59
Чуканов А. Н. (Тула) ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА КОМПЛЕКСНЫМ АНАЛИЗОМ НЕУПРУГИХ ЭФФЕКТОВ В СПЕКТРЕ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ.	60
Дегтярев В. Т., Лосев А. Ю. (Калуга) МОДЕЛИРОВАНИЕ ГЕНЕРАЦИИ ДИСЛОКАЦИЙ ИСТОЧНИКОМ ФРАНКА–РИДА В УСЛОВИЯХ АКУСТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА.	61
Дегтярев В. Т., Лосев А. Ю., Тяпунина Н. А. (Калуга, Москва) ПРОЦЕССЫ, СОПРОВОЖДАЮЩИЕ АКУСТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ.	62
Мерсон Д. Л., Брюшко В. И., Разуваев А. А., Данюк А. В. (Тольятти, Краснодар) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ КОНТРОЛЯ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ.	63
Черняева Е. В., Ясников И. С., Мерсон Д. Л. (Санкт-Петербург, Тольятти) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ ВП-30.	64
Волков А. Е., Пяк Е. А., Вьюненко Ю. Н. (Санкт-Петербург) МЕХАНИЗМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И АУСТЕНИТНЫЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ.	65
Вьюненко Ю. Н. (Санкт-Петербург) ПРЕДЕЛ УПРУГОСТИ И МЕХАНИЗМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПФ.	66
Вьюненко Ю. Н., Журбенко П. Н., Рубаник В. В., Рубаник В. В. (мл.) (Санкт-Петербург, Витебск/Беларусь) О СКОЛЬЗЯЩЕМ ПРОЯВЛЕНИИ ЭПФ.	66
Вьюненко Ю. Н., Журбенко П. Н., Затульский Г. З. (Санкт-Петербург, Киев/Украина) ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПИРАЛЕЙ ИЗ СПЛАВА Cu Zn18Al 7.	67

Елсукова Т. Ф., Панин В. Е., Панин А. В., Кузина О. Ю. (Томск) МЕЗОСКОПИЧЕСКАЯ СУБСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ РАЗЛИЧНОГО КЛАССА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.	68
Беляев С. П., Реснина Н. Н., Колесникова О. С. (Санкт-Петербург) ИЗУЧЕНИЕ СВЯЗИ МЕЖДУ МИКРОСТРУКТУРОЙ И СТАТИСТИЧЕСКИМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВА $Ti_{49,7}Ni_{50,3}$.	69
Колтунов О. С., Кривошеев С. И. (Санкт-Петербург) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ ДЛЯ РАСШИРЕНИЯ ДИАПАЗОНА УПРАВЛЯЕМЫХ ИМПУЛЬСОВ ДАВЛЕНИЯ, СОЗДАВАЕМЫХ МАГНИТНОИМПУЛЬСНЫМ СПОСОБОМ.	70
Ткачёв С.П., Ткачёва Г.И (Самара) ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.	71
Капуткина Л. М., Инкин И. В., Добрынина О. В., Минина Н. А., Афанасьева Т. С. (Москва) РЕЛАКСАЦИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СТАБИЛЬНЫХ И МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ.	72
Ложников Ю. И., Капуткина Л. М. (Москва) ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ АЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ.	73
Крыленко А. В. (Новополоцк/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В НЕФТЕХИМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ.	74
Петров П. П. (Якутск) ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ СЕВЕРНОГО ИСПОЛНЕНИЯ.	75
Волков А. Е., Евард М. Е., Бобелева О. В. (Санкт-Петербург) МОДЕЛИРОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.	76
Волков А. Е., Евард М. Е., Бобелева О. В. (Санкт-Петербург) МОДЕЛИРОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ И ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ЗА СЧЕТ СДВИГА НА ОДНОЙ ПЛОСКОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ.	77
Веттегрень В. И., Гиляров В. Л., Светлов В. Н., Крючков М. А. (Санкт-Петербург) МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ЛИНИЙ СКОЛЬЖЕНИЯ И СУБМИКРОТРЕЩИН НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ.	77
Плехов О. А. (Пермь) ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТЕПЛОВЫХ ВОЛН НА ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ.	78
Корзников А. В., Носкова Н. И., Корзникова Г. Ф. (Уфа, Екатеринбург) МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co, ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД КВАЗИГДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ.	79
Локтев А. А., Россихин Ю. А., Шитикова М. В. (Воронеж) ОСЕСИММЕТРИЧНЫЙ ВЯЗКОУПРУГИЙ УДАР ТВЕРДОГО ТЕЛА ПО ПЛАСТИНКЕ УФ-ЛЯНДА–МИНДЛИНА.	80
Никифорова В. Н., Босин М. Е. (Харьков/ Украина) ОТКЛОНЕНИЕ ОТ ЗАКОНА ОМА, ОБУСЛОВЛЕННОЕ ДИСЛОКАЦИЯМИ.	81
Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Никифорова В.Н., Солодилов С.А. (Харьков/ Украина) СТАБИЛИЗАЦИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗМЕРОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСРЕДСТВОМ КРИОГЕННОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ.	82
Гринберг Б. А., Иванов М. А. (Екатеринбург) ТЕРМОАКТИВИРОВАННАЯ БЛОКИРОВКА ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ И ЕЕ ПОСЛЕДСТВИЯ.	83
Гринберг Б. А., Антонова О. В., Пацелов А. М., Плотников А. В. (Екатеринбург) ОБНАРУЖЕНИЕ БЛОКИРОВКИ СВЕРХДИСЛОКАЦИЙ В $Ni_3(Al, Nb)$ ПРИ НАГРЕВЕ БЕЗ НАГРУЗКИ.	84

Красильников В. В., Савотченко С. Е., Немцев А. Н. (Белгород) ВЛИЯНИЕ СЛУЧАЙНОГО ВНЕШНЕГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ОБЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ.	85
Петухов Б. В. (Москва) МОДЕЛЬ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В ОБЛАСТИ АНОМАЛЬНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОВЕДЕНИЯ ДЕФОРМИРУЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ.	86
Груздков А. А., Кривошеев С. И., Петров Ю. В., Разов А. И., Федоровский Г. Д. (Санкт-Петербург) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАСТИЧНОСТИ И МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ НИКЕЛИДА ТИТАНА.	87
Яшников В. П. (Черноголовка) ОБ УСЛОВИЯХ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ ДВУХФАЗНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ КОБЛА.	88
Богданов Р. И., Лапин Н. И., Нагорных С. Н. (Н. Новгород) О КРИТЕРИЯХ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ УСТАЛОСТНОМ КРУЧЕНИИ.	89
Нагорных С. Н. Павленков В. И. (Н. Новгород, Арзамас) ОСОБЕННОСТИ СТИМУЛИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ С ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ КРУЧЕНИИ.	90
Бычков А. А., Карпинский Д. Н. (Ростов-на-Дону) РАСЧЕТ РАВНОВЕСНОЙ ФОРМЫ ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ПЛЕНКИ С УЧЕТОМ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСОВМЕСТИМОСТИ.	91
Карпинский Д. Н., Панчихина Г. И. (Ростов-на-Дону) ЭВОЛЮЦИЯ ПУЗЫРЬКОВ В МЕЖЗЕРЕННОЙ ГАЗОНАСЫЩЕННОЙ ПЛЕНКЕ ПРИ СПЕКАНИИ КЕРАМИКИ.	91
Карпинский Д. Н., Санников С. В. (Ростов-на-Дону) ЭВОЛЮЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ КЛИНООБРАЗНОЙ ТРЕЩИНЫ СДВИГА В НАВОДОРОЖЕННОМ КРИСТАЛЛЕ.	92
Бадиян Е. Е., Тонкопряд А. Г., Шеховцов О. В., Шуринов Р. В. (Харьков/ Украина) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН В ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ АКТИВНОГО РАСТЯЖЕНИЯ "IN SITU" С ПОМОЩЬЮ WEB-КАМЕРЫ.	93
Атрошенко С. А., Кривошеев С. И., Петров Ю. В., Уткин А. А., Федоровский Г. Д. (Санкт-Петербург) МЕТОДИКИ И РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИЗУЧЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ УДАРНОМ ИМПУЛЬСНОМ И СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.	94
Петров Ю. В., Федоровский Г. Д. Мирошников И. В., Кривошеев С. И. (Санкт-Петербург) ОБ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ ОПРЕДЕЛЕНИИ ИНКУБАЦИОННОГО ВРЕМЕНИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО РАЗРЫВА.	95
Каримбаев Т. Д., Мамаев Ш. (Москва, Тараз/Казахстан) УПРУГО-ВЯЗКО-ПЛАСТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ БАЛКИ ПРИ ПОПЕРЕЧНОМ УДАРЕ.	96
Маркушев М. В. (Уфа) ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ.	97
Ковалева М. Г., Колпаков А. Я., Маслов А. И. (Белгород) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ТИТАНА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ УГЛЕРОДНОГО ПОКРЫТИЯ НА СТАЛИ Х12М.	98
Ушаков И. В. (Тамбов) ДВОЙНИКОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ КАЛЬЦИТА В УСЛОВИЯХ ОПТИЧЕСКОГО ПРОБОЯ САМОСФОКУСИРОВАННЫМ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ.	99

Ушаков И. В. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО ВОЗДЕЙСТВИЮ ЛА- ЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ.	100
Салимгареева Г. Х., Латыш В. В., Семенова И. П., Кандаров И. В., Валиев Р. З. (Уфа) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНА НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	101
Косицына И. И., Кочеткова Т. Н. (Екатеринбург) ПОЛЗУЧЕСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ.	102
Махнева Т. М. (Ижевск) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА В СТАЛИ 08Х15Н5Д2Т ПО- СЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ В ЗАМКНУТОМ ОБЪЕМЕ.	103
Радченко А. В., Радченко П. А. (Томск) ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ НА ДИНАМИКУ РАЗРУШЕНИЯ УДАРНИ- КОВ, ПРОНИКАЮЩИХ В ТОНКИЕ ПРЕГРАДЫ.	104
Лозенко В. В., Шепелевич В. Г. (Минск/Беларусь) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЫГ СПЛА- ВОВ СИСТЕМЫ Zn–In.	105
Сивцова П. А., Шепелевич В. Г. (Минск/Беларусь) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Zr	106
Вяххи И. Э. (Санкт-Петербург) ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ СПЛАВА С ЭПФ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ.	107
Матлахова Л. А., Матлахов А. Н., Диас Ф. Р. М., Перейра Е. К., Вяххи И. Э., Пульнев С. А. (Кампус/Бразилия, Санкт-Петербург) ПОВЕДЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Cu–Al–Ni ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ.	108
Мещеряков Ю. И., Диваков А. К., Жигачева Н. И., Барахтин Б. К. (Санкт-Петербург) ($b \leftrightarrow w$) ФАЗОВОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ, ИНИЦИИРОВАННОЕ УДАРНЫМ НАГРУЖЕНИ- ЕМ, И ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ($a + b$) ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.	109
Жигачева Н. И., Мещеряков Ю. И., Диваков А. К. (Санкт-Петербург) ДИНАМИЧЕСКАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТА- ЛЕЙ.	110
Мещеряков Ю. И. (Санкт-Петербург) ОБ ЭВОЛЮЦИОННОМ И КАТАСТРОФИЧЕСКОМ РЕЖИМАХ ЭНЕРГООБМЕНА В ДИ- НАМИЧЕСКИ НАГРУЖАЕМЫХ СРЕДАХ.	111
Мещеряков Ю. И., Диваков А. К., Жигачева Н. И., Мышляев М. М. (Санкт-Петербург, Москва) УДАРНЫЕ ИСПЫТАНИЯ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1420 В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И МИРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ.	112
Барахтин Б. К., Лебедева Н. В., Пазилова У. А. (Санкт-Петербург) ЦИФРОВАЯ ОБРАБОТКА И МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДИФРАКЦИОННЫХ ИЗО- БРАЖЕНИЙ СТРУКТУР.	113
Барахтин Б. К., Варгасов Н. Р., Лебедева Н. В., Рыбин В. В. (Санкт-Петербург) СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖА- ТИЕМ.	114
Михайлов М. С., Голосиенко С. А., Нестерова Е. В., Семичева Т. Г. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ТМО НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ СВАРИВАЕМОЙ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ.	115
Савенков Г. Г., Барахтин Б. К. (Санкт-Петербург) ИССЛЕДОВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДВУХ МАРОК СТАЛЕЙ ОДИНАКОВОЙ ПРОЧНОСТИ.	116
Смирнов С. В., Пугачева Н. Б., Мясникова М. В. (Екатеринбург) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ МЕТОД ПОСТРОЕНИЯ ДИАГРАММ ПЛАСТИЧ- НОСТИ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ МНОГОФАЗНОГО МАТЕРИАЛА.	117

Экземплярова Е. О., Смирнов С. В., Пугачёва Н. Б., Антенорова Н. П., Мясникова М. В., Матафонов П. П. (Екатеринбург) МЕТОД МИКРОИНДЕНТИФИКАЦИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ УПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВОВ Fe–Cr–Al.	118
Тетельбаум Д. И., Курильчик Е. В., Менделеева Ю. А., Азов А. Ю. (Н. Новгород) НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗУПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ СВЕТОВЫМИ ПОТОКАМИ МАЛОЙ ИНТЕНСИВНОСТИ.	119
Сурсаева В. Г. (Черноголовка) ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ ИСЧЕЗНОВЕНИЯ ДВОЙНИКОВ ДЕФОРМАЦИИ В Zn В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА.	120
Сергеев В. П., Федорищева М. В., Воронов А. В., Сергеев О. В., Попова Н. А., Козлов Э. В. (Томск) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА, ЛЕГИРОВАННОГО МЕДЬЮ, АЛЮМИНИЕМ ИЛИ УГЛЕРОДОМ.	121
Марихин В. А., Цобкалло Е. С., Васильева В. В. (Санкт-Петербург) ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ПЛЕНОЧНЫХ НИТЕЙ РАЗЛИЧНЫХ МОЛЕКУЛЯРНЫХ МАСС И КРАТНОСТИ ВЫТЯЖКИ.	122
Цобкалло Е. С., Чмель А. Е., Тихомиров А. А. (Санкт-Петербург) ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ЖЁСТКОСТИ РАСТЯНУТЫХ ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ В ПРОЦЕССЕ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ.	123
Даль Ю. М., Пронина Ю. Г. (Санкт-Петербург) НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ТЕЛА С ШАРОВОЙ ПОРОЙ (НЕЛИНЕЙНОЕ РЕШЕНИЕ).	124
Горкунов Э. С., Гладковский С. В., Задворкин С. М., Митропольская С. Ю., Вичужанин Д. И., Прутков А. Э., Желонкин А. В., Богданова Т. П. (Екатеринбург, Миас) МОНИТОРИНГ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПО ИХ МАГНИТНЫМ ХАРАКТЕРИСТИКАМ.	126
Лоладзе Л. В., Эфрос Н. Б., Шишкова Н. В., Эфрос Б. М. (Донецк/ Украина) СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ.	127
Прокофьева О. В., Бейгельзимер Я. Е., Эфрос Б. М., Варюхин В. Н. (Донецк/ Украина) МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ЭВОЛЮЦИИ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ПРЯМОЙ И ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ.	128
Ковалевская Т. А., Григорьева Н. А., Данейко О. И. (Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗОН СДВИГА В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ГЦК МАТЕРИАЛОВ. МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ.	129
Кутырев В. В. (Москва) СТАТИСТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ЗАПАСОВ ПО ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДИСКОВ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ.	130
Мовчан А. А., Казарина С. А. (Москва) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЯМОГО И ОБРАТНОГО ТЕРМОУПРУГОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ОДНОСТУПЕНЧАТОМ И ДВУХСТУПЕНЧАТОМ НАГРУЖЕНИИ	131
Мовчан А. А., Мишустин И. В. (Москва) АНАЛИЗ НЕОБХОДИМОСТИ НАЛИЧИЯ И ВОЗМОЖНОЙ СТРУКТУРЫ НЕАДДИТИВНЫХ ДОБАВОК К ПОТЕНЦИАЛУ ГИББСА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.	132
Дроздов А. Ю., Баранов М. А., Баянкин В. Я. (Ижевск) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ АТОМНО-ОСТРОЙ ТРЕЩИНЫ В НИКЕЛЕ И АЛЮМИНИИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ ПОСЛЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ.	133
Быков П. В., Гильмутдинов Ф. З., Баянкин В. Я. (Ижевск) ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПЛОТНОСТИ ИОННОГО ТОКА.	134

Хоник В. А. (Воронеж) ВЯЗКОЕ ТЕЧЕНИЕ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ.	134
Ляхов С. А., Чах К., Хоник В. А. (Воронеж, Кошице/Словакия) ОБРАТИМАЯ ВЯЗКОУПРУГАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА.	135
Сильченко Л. Г. (Москва) УСТОЙЧИВОСТЬ КРУГЛОЙ ПЛАСТИНКИ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНОМ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ.	136
Варюхин В. Н., Пашинская Е. Г., Белоусов Н. Н., Ткаченко В. М. (Донецк/Украина) ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВИНТОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ДЛЯ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ГЦК МЕТАЛЛОВ.	137
Мешков Ю. Я., Котречко С. А., Стеценко Н. Н., Шевченко С. В., Кучер А. В. (Киев/ Украина) ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УРОВЕНЬ МЕХАНИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ.	138
Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Скворцов В. В., Кольцов Р. Ю. (Тамбов) ЭФФЕКТ САВАРА–МАССОНА В СПЛАВАХ Al–Mg КАК ЯВЛЕНИЕ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ НОРМАЛЬНОЙ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ МОД ДЕФОРМАЦИИ.	139
Шибков А. А., Шуклинов А. В., Желтов М. А., Михлик Д. В., Золотов А. Е., Денисов Е. К. (Тамбов) НЕУСТОЙЧИВАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА AMg6.	140
Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Денисов Е. К., Золотов А. Е., Михлик Д. В. (Тамбов) ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ IN SITU МОНИТОРИНГ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ.	141
Sapozhnikov K., Golyandin S., Kustov S., Schaller R. (Санкт-Петербург) ELASTIC AND ANELASTIC PROPERTIES OF C/Mg–2wt. %Si COMPOSITE DURING THERMAL CYCLING.	142
Палистрант Н. А., Рахвалов С. А., Робу С. В. (Кишинев/ Молдова) ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ НОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА.	143
Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Николаюк Л. Н., Шавров В. Г. (Брест/Беларусь, Москва) АНОМАЛИИ ОТРАЖЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН В ДИСПЕРСИОННОЙ ДИССИПАТИВНОЙ СРЕДЕ.	144
Коледов В. В., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Брест/БеларусьМосква) МЕХАНИЗМЫ СИЛЬНОЙ АКУСТИЧЕСКОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ И АНИЗОТРОПИИ Ni ₂ MnGa.	145
Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Брест/Беларусь, Москва) ПРЕОБРАЗОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН НА ГРАНИЦЕ КРИСТАЛЛОВ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА.	146
Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Николаюк Л. Н. (Брест/Беларусь) ОТРАЖЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ОТ ГРАНИЦЫ С МАКСВЕЛЛОВСКОЙ ЖИДКОСТЬЮ.	147
Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А. (Брест/Беларусь) НАКЛОННОЕ ОТРАЖЕНИЕ ПРОДОЛЬНОЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ВОЛНЫ ОТ ДИССИПАТИВНОЙ СРЕДЫ.	148
Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Николаюк Л. Н. (Брест/Беларусь) АКУСТИЧЕСКИЙ СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КОРРОЗИИ НА ЛЕГКИХ МЕТАЛЛАХ.	149
Грабко Д. З., Леу Д. (Кишинев/Молдова) ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ ЛОКАЛЬНОЙ НАГРУЗКИ.	150
Андронов И. Н., Овчинников С. К. (Ухта) ЯВЛЕНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ И ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОГО ВОЗВРАТА В СПЛАВЕ ТН-1.	151

Агиней Р. В., Андронов И. Н., Кузьбожев А. С., Теплинский Ю. А. (Ухта) ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ СТАЛИ СТ2ПС.	152
Андронов И. Н., Крючков С. В. (Ухта) ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ СВОЙСТВ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУП- РУГОСТИ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ.	153
Андронов И. Н., Вербаховская Р. А. (Ухта) ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ТРЕНИРОВКИ НА ЭНЕРГОЕМКОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА.	154
Адашкин А. М., Кремнев Л. С., Сапронов И. Ю. (Москва) СТАЛЬ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ И УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ХО- ЛОДНОВЫСАДОЧНЫХ ПУАНСОНОВ.	155
Васильев Л. С. (Ижевск) О МЕТОДЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ В ОЧАГАХ РАЗРУШЕНИЯ.	157
Васильев Л. С., Елсуков Е. П., Ломаев И. Л. (Ижевск) К АНАЛИЗУ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАСТВОРЕНИЯ ФАЗ И ХИМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ В НАНОСТРУКТУРАХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ.	158
Васильев Л. С. (Ижевск) О МЕХАНИЗМАХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МАРТЕНСИТНОГО ТИПА В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ С ПОЛИМОРФИЗМОМ.	159
Шевченко Н. В., Тюменцев А. Н., Литовченко И. Ю. (Томск) АНАЛИЗ ДИСТОРСИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ПОЛОС ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ.	160
Лукин Е. С., Иванов А. М. (Якутск) К ИССЛЕДОВАНИЮ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПО ТЕПЛОВОМУ ИЗЛУЧЕНИЮ.	161
Лычагин Д. В. (Томск) ОРГАНИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК МОНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ СЖА- ТИИ.	162
Теплякова Л. А., Лычагин Д. В., Беспалова И. В., Куницына Т. С. (Томск) КЛАССИФИКАЦИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ.	163
Попов П. В., Орешкин Д. В., Перфилов В. А. (Волгоград) ВРЕМЕННЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОЧНОСТИ НОВОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА.	164
Кащенко М. П., Скорикова Н. А., Чашина В. Г. (Екатеринбург) НЕМОНОТОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЧИСЛА ПАР ЭЛЕКТРОННЫХ СОСТОЯНИЙ АКТИВ- НЫХ В ГЕНЕРАЦИИ ВОЛН СМЕЩЕНИЙ ОТ ВЕЛИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ.	165
Аэро Э. Л., Булыгин А. Н. (Санкт-Петербург) СТРУКТУРНАЯ ПРОЧНОСТЬ ИЗНАЧАЛЬНО ИДЕАЛЬНОЙ РЕШЕТКИ. ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ, ФРАГМЕНТОВ, НАНОСТРУКТУР.	166
Аэро Э. Л., Миранцев Л. В. (Санкт-Петербург) СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИЗНАЧАЛЬНО ИДЕАЛЬНОЙ РЕШЕТКЕ ПРИ КАТАСТ- РОФИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ. ТЕОРИЯ И МАШИННЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТ.	167
Онегина А. К., Виноградова Л. А., Кремнев Л. С. (Москва) ВЛИЯНИЕ ХРОМА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ.	168
Наймарк О. Б. (Пермь) СТРУКТУРНО-СКЕЙЛИНГОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ ДЕФЕКТНЫХ СИС- ТЕМАХ, РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЫСО- КОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ.	169
Muktepavela F., Bakradze G., Stolyarova S. (Рига/Латвия, Хайфа/Израиль) SOLID STATE INTERFACIAL REACTION IN METAL/OXIDE SYSTEMS DURING PLASTIC DEFORMATION OF METALS.	170
Дюшекеев К. Д., Чымырбаев А. Б. (Нарын/Киргизия) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕАКТИВНЫХ МОМЕНТОВ КРИВОГО БРУСА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ.	171

Дюшекеев К. Д., Чымырбаев А. Б. (Нарын/Киргизия) РЕАКТИВНЫЙ МОМЕНТ ПРЯМОГО БРУСА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ.	172
Дюшекеев К. Д., Чымырбаев А. Б. (Нарын/Киргизия) РЕАКТИВНОЕ УСИЛИЕ ТИТАНО-НИКЕЛЕВОЙ ПРОВОЛОКИ.	173
Вихарев С. В., Кащенко М. П., Чашина В. Г. (Екатеринбург) ДИНАМИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ФОРМИРОВАНИЯ ДВОЙНИКОВОЙ СТРУКТУРЫ МАРТЕН-СИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА.	174
Перадзе Т., Стаматели Ю., Берикашвили Т., Челидзе Т., Горгадзе К., Перадзе Х., Арабаджян Н. (Тбилиси/Грузия) ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti-Ta.	175
Перадзе Т., Стаматели Ю., Берикашвили Т., Челидзе Т., Горгадзе К., Перадзе Х., Сердобинцев В. (Тбилиси/Грузия) НЕУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti-Nb.	176
Митлина Л. А., Виноградова М. Р., Великанова Ю. В., Бадртдинов Г. С., Косорлуков И. А. (Самара) НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ЭПИТАКСИИ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ НА ОКСИД МАГНИЯ.	176
Панькин Н. А., Смоланов Н. А. (Саранск) ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ.	178
Смоланов Н. А., Панькин Н. А. (Саранск) ОСОБЕННОСТИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ ПОТОКАМИ.	179
Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И., Овсянников А. В., Твердохлебова А. В., Чусов С. А. (Томск) ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Co-Ni-Al.	180
Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И., Твердохлебова А. В. (Томск) ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga.	181
Печина Е. А., Демаков С. Л. (Ижевск) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВИБРОМЕХАНИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ГЦК-МАТЕРИАЛОВ.	182
Шахназаров А. Ю., Пряхин Е. И., Шахназаров Ю. В. (Санкт-Петербург) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ВОКРУГ ОТПЕЧАТКА МИКРОТВЕРДОСТИ, ОБНАРУЖИВАЕМЫЕ ПО ЭКЗОЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ.	183
Кадашевич Ю. И., Помыткин С. П. (Санкт-Петербург) УЧЕТ ВРЕМЕНИ В ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИИ НЕУПРУГОСТИ ДЛЯ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ.	184
Бродова И. Г., Шабашов В. А., Ленникова И. П. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕСТРОЙКИ В АЛЮМИНИДАХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ И УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ.	185
Бродова И. Г., Ширинкина И. Г., Ленникова И. П. (Екатеринбург) ОБРАЗОВАНИЕ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ УЛЬТРАМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ Al-Cr-Zr СПЛАВАХ.	186
Башмаков В. И., Чикова Т. С., Шавловская И. П. (Мозырь/Беларусь) ЗАРОЖДЕНИЕ И РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДВОЙНИКОВ МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ РАЗМЕРОВ В ПОЛЕ РАДИАЛЬНО СПАДАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ.	187
Какулия Ю. Б. (Анапа) ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.	188
Белоусов Н. Н. (Донецк/Украина) УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА ГЦК МАТЕРИАЛОВ С ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ.	189
Якимук В. П. (Брест/Беларусь) ПОВЕДЕНИЕ БЕТОНА И ЖЕЛЕЗОБЕТОНА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПОЖАРА.	190

Неверов В. В., Антоненко А. Н., Громова М. С. (Новокузнецк) ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ РАВНОВЕСНЫХ СТОП И ПОЛОС СДВИГА.	191
Багмутов В. П., Захаров И. Н. (Волгоград) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ.	192
Александрова Н. М. (Москва) ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ И ИМПУЛЬСНО НЕПРЕРЫВНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СЛИТКОВ.	193
Приходько О. А., Пластинина Г. В., Васильев Л. И. (Санкт-Петербург, В. Новгород, Халле/Германия) ОЦЕНКА ВКЛАДА СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ В СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ГЦК-МЕТАЛЛОВ.	194
Василенко А. Ю., Бабенко Д. С., Ефремов Г. А. (Воронеж) МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Cu–Al–Ni ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ.	195
Чаусов Н. Г., Пилипенко А. П. (Киев/Украина) КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ПЕРЕГРУЗОК.	196
Иконникова К. В., Саркисов Ю. С., Иконникова Л. Ф. (Томск) рН-МЕТРИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА ПОЛИМОРФНЫХ МОДИФИКАЦИЙ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ.	197
Баранов Ю. В., Лютцау В. Г., Шульга В. В., Юрьев В. А. (Москва) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЙЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1463 ДО И ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ.	198
Уваров. С. В., Наймарк О. Б., Плехов О. А. (Пермь) НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ВОЛН РАЗРУШЕНИЯ.	199
Веттегрень В. И., Иванькова Е. М., Крючков М. А., Марихин В. А., Мясникова Л. П., Якушев П. Н. (Санкт-Петербург) К ВОПРОСУ ОБ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ В ОРИЕНТИРОВАННЫХ ОБРАЗЦАХ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА.	200
Слуцкер А. И., Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ.	201
Глезер А. М., Манаенков С. Е., Блинова Е. Н. (Москва) ФИЗИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР.	201
Поздняков В. А., Усанова О. Ю. (Москва) ОБОБЩЕННОЕ СООТНОШЕНИЕ ПЕТЧА ДЛЯ НАПРЯЖЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	202
Перадзе Т. А., Стаматели Ю. И., Берикашвили Т. И., Челидзе Т. В., Горгадзе К. М., Перадзе Х. Т. (Тбилиси/Грузия) ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА.	202
Головин Ю. И., Иволгин В. И. (Тамбов) НЕУСТОЙЧИВАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ЗОНЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА Al–2,7%Mg.	204
Головин Ю. И., Иволгин В. И., Коренков В. В., Тюрин А. И. (Тамбов) ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ В МИКРО- И НАНООБЪЕМАХ.	205
Головин Ю. И., Тюрин А. И., Коренков В. В., Поверинова Г. В., Мелехов С. А. (Тамбов) ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КРЕМНИЯ И ГЕРМАНИЯ И ЕЕ ЗАВИСИМОСТЬ ОТ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ.	206
Головин Ю. И., Тюрин А. И., Хлебников В. В., Юнак М. А., Мелехов А. В. (Тамбов) РАЗДЕЛЕНИЕ РОЛИ МАСШТАБНОГО И СКОРОСТНОГО ФАКТОРОВ В ФОРМИРОВАНИИ ЧИСЛА ДИНАМИЧЕСКОЙ ТВЕРДОСТИ ПРИ ДЕЙСТВИИ НА МАТЕРИАЛ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ.	207

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Хлебников В. В., Бойцов Э. А. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ ХАРАКТЕРНЫХ РАЗМЕРОВ СДЕФОРМИРОВАННОЙ ОБЛАСТИ, СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА МИКРОМЕХАНИЗМЫ НАНО- КОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МАТЕРИАЛОВ СОСРЕДОТО- ЧЕННОЙ НАГРУЗКОЙ.	208
Головин Ю. И., Тюрин А. И., Юнак М. А. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРО- РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ОКОЛО ЗОНЫ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	209
Головин Ю. И., Тюрин А. И., Юнак М. А. (Тамбов) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛЗУЧЕСТИ ПММА В СУБМИКРООБЪЕМАХ ПРИ ДЕЙ- СТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ.	210
Попов Н. Н., Коршунов А. И., Аушев А. А., Сидоркин М. Ю., Сысоева Т. И., Костылев И. В., Гусаров А. Е., Столяров В. В. (Саров, Уфа) ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И СКОРОСТИ НАВЕДЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА.	211
Попов Н. Н. (Саров) СОЗДАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-МЕТОДИЧЕСКОЙ БАЗЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕК- ТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	212
Давыдова М. М., Давыдов Д.М. (Пермь). ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАТИСТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФРАГМЕНТАЦИИ СТЕКЛА.	213
Страумал Б. Б., Сурсаева В. Г., Горнакова А. С. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ФАСЕТИРОВАНИЯ – ПОТЕРИ ОГРАНКИ НА ДВИЖЕ- НИЕ ТРОЙНОГО СТЫКА В ЦИНКЕ.	214
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	215
СОДЕРЖАНИЕ	219

Научное издание

XLIV Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»

Материалы конференции. 3 – 7 октября 2005 г., Вологда, Россия

Все работы публикуются в авторской редакции

Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е. В.
