Научный Совет РАН по физике конденсированных сред

Межгосударственный координационный Совет
по физике прочности и пластичности материалов

Учреждение Российской академии наук
Институт физики твердого тела РАН

Учреждение Российской академии наук
Институт кристаллографии им. А.В.Шубникова РАН

Институт металловедения и физики металлов
ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П.Бардина"

ВТОРЫЕ МОСКОВСКИЕ ЧТЕНИЯ
по проблемам прочности материалов

посвященные
80-летию со дня рождения
академика РАН ***Ю.А. Осипьяна***

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

10 – 14 октября 2011 г.

М О С К В А
Черноголовка

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:

Сопредседатели:
Кведер В.В. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Ковальчук М.В. – *ИК РАН, Москва*
Глезер А.М. – *ЦНИИчермет, Москва*

Зам. председателя оргкомитета:
Классен Н.В. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*

Бетехтин В.И. – *ФТИ РАН, С-Пб*
Бредихин С.И. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Векилов Ю.Х. – *МИСИС, Москва*
Гринберг Б.А. – *ИФМ УрО РАН, Екатеринбург*
Козлов Э.В. – *ТГАСУ, Томск*
Колобов Ю.Р. – *БелГУ, Белгород*
Мильман Ю.В. – *ИПМ НАНУ, Киев*
Мышляев М.М. – *ИМЕТ РАН, Москва*
Никитенко В.И. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Пушин В.Г. – *ИФМ УрО РАН, Екатеринбург*
Ройтбурд А.Л. – *Университет Мериленда, США*
Рыбин В.В. – *С-Пб ГПУ*
Смирнов Б.И. – *ФТИ РАН, С-Пб*
Фирстов С.А. – *ИПМ НАНУ, Киев*
Фортов В.Е. – *ОИВТ РАН, Москва*

ПРОГРАМНЫЙ КОМИТЕТ:

Сопредседатели:
Альшиц В.И. – *ИК РАН, Москва*
Карпов М.И. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*

Ученые секретари:
Колдаева М.В. – *ИК РАН, Москва*
Шалимова А.В. – *ЦНИИчермет, Москва*
Терещенко А.Н. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*

Аронин А.С. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Головин Ю.И. – *ТГУ, Тамбов*
Клявин О.В. – *ФТИ РАН, С-Пб*
Конева Н.А. – *ТГАСУ, Томск*
Левашов Е.А. – *МИСИС, Москва*
Неклюдов И.М. – *ФТИ РАН, Харьков*
Никаноров С.П. – *ФТИ РАН, С-Пб*
Носова Г.И. – *ЦНИИчермет, Москва*
Петухов Б.В. – *ИК РАН, Москва*
Псахье С.Г. – *ИФПМ СОРАН, Томск*
Романов А.Е. – *ФТИ РАН, С-Пб*
Слуцкер А.И. – *ФТИ РАН, С-Пб*
Страумал Б.Б. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Суворов Э.В. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Федоров В.А. – *ТГУ, Тамбов*
Чернов В.М. – *ВНИИНМ, Москва*

ЛОКАЛЬНЫЙ КОМИТЕТ:

Председатель:
Классен Н.В. –*ИФТТ РАН, Черноголовка*

Горнакова А.С. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Ершов А.Е. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Киселев А.П – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Когтенкова О.О. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Колыванов Е.Л. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Петржик Е.А. – *ИК РАН, Москва*
Стрюков Д.О. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Сундеев Р.В. – *ЦНИИчермет, Москва*
Шахрай О.А. – *ИФТТ РАН, Черноголовка*
Шурыгина Н.А. – *ЦНИИчермет, Москва*

Проведение Вторых Московских чтений по проблемам прочности материалов поддержано Российской Академией Наук и Российским Фондом Фундаментальных Исследований (грант № 11-02-06107-г).

АКАДЕМИК РАН ЮРИЙ АНДРЕЕВИЧ ОСИПЬЯН

(1931 – 2008)

Вторые Московские Чтения по проблемам прочности посвящены 80 – летию со дня рождения выдающегося российского ученого – физика академика РАН Юрия Андреевича Осипьяна, внесшего определяющий вклад в дислокационную физику твердого тела. Свою научную деятельность Ю.А. Осипьян начал в 1955 году после окончания Московского института стали и сплавов. Уже в этот ранний период его творчества ярко проявился его незаурядный талант. Он теоретически исследовал влияние квантовых эффектов на кинетику бездиффузионных фазовых переходов в кристаллах. Им также были выполнены экспериментальные исследования механических свойств нитевидных кристаллов и продемонстрировано, что их реальная прочность близка к теоретическому пределу.

В начале 60-х годов Ю.А. Осипьян начал проводить пионерские экспериментальные исследования, связанные с изучением взаимодействия электронов с протяженными дефектами в кристаллах. В этот период им было открыто очень неожиданное и интересное явление, известное в настоящее время в научной литературе как фотопластический эффект. Последующие работы Ю.А. Осипьяна и его учеников в этом направлении вызвали не меньший научный интерес. Здесь стоит упомянуть обнаружение таких интересных новых эффектов, как электропластический эффект и наличие заряда на дислокациях в полупроводниках A^2B^6, существование кластеров «оборванных» валентных связей в ядрах дислокаций в кремнии, электронный спиновый резонанс и спин-зависимая рекомбинация на дислокациях. Изящные эксперименты по высокочастотной проводимости привели к обнаружению квазиодномерных электронных зон, связанных с дислокациями и электродипольного спинового резонанса в этих зонах. Все эти работы послужили становлению новой, успешно развивающейся области – физики дислокаций в полупроводниковых кристаллах. Заслуги Ю.А. Осипьяна и созданной им научной школы в развитии этого направления физики твердого тела получили международное признание, а российская наука в области дислокационной физики твердого тела заняла ведущее положение в мировой науке. За эти работы в 1984 году Ю.А. Осипьян был награжден Академией наук СССР одной из высших наград по физике – золотой медалью им. П.Н. Лебедева и позднее

международной премией и золотой медалью им. А.П. Карпинского. В 2006 году он был удостоен высшей награды Российской академии наук – Большой золотой медали им. М.В.Ломоносова за фундаментальный вклад в физику дислокаций и открытие фотопластического эффекта. Заслуги Ю.А. Осипьяна нашли отражение и в высших правительственных наградах. В 1986 году он был удостоен звания Героя Социалистического труда, а в 1999 году был награжден орденом «За заслуги перед Отечеством» II степени.

Научный вклад академика Осипьяна в физику твердого тела не ограничивается лишь дислокационной физикой. С открытием высокотемпературной сверхпроводимости и новой аллотропической модификации углерода - фуллерена Ю.А. Осипьян активно включился в исследования по этим проблемам, выполнил ряд интересных исследований и быстро завоевал авторитет и международное признание в этих актуальных областях.

Особо следует отметить масштабную научно-организационную деятельность Ю.А. Осипьяна. Он являлся членом Президиума Российской Академии наук, и одним из организаторов Института физики твердого тела РАН. Много сил он вложил в становление этого института, в процесс отбора и воспитания научных кадров, в обеспечение и поддержание высокого научного уровня ведущихся в нем исследований. Общественная деятельность Ю.А. Осипьяна этим далеко не ограничивалась. Он возглавлял Научный Совет РАН по физике твердого тела, был членом Международного Комитета COSPAR, членом Совета Европейского физического общества, председателем Комитета российских ученых за разоружение, председателем Национального комитета российских кристаллографов, являлся членом многих зарубежных академий. В 1988-1994 годах академик Ю.А. Осипьян активно работал сначала в качестве вице-Президента, а затем Президента Международного Союза чистой и прикладной физики (IUPAP), в 1988-1991 годах был вице-президентом Академии наук СССР, а в период пребывания М.С. Горбачева на посту Президента СССР Ю.А. Осипьян являлся одним из 12 членов Президентского Совета. В последующие годы Ю.А. Осипьян был членом Президиума Российской Академии Наук.

Для Ю.А. Осипьяна всегда были присущи удивительная доброжелательность и расположение к людям, мягкость в общении, личное обаяние и прирожденная интеллигентность. Он навсегда оставил после себя яркий след в наших сердцах.

Академик РАН В.Б. Тимофеев

СОДЕРЖАНИЕ

АКАДЕМИК РАН ЮРИЙ АНДРЕЕВИЧ ОСИПЬЯН 4

Абросимова Г.Е. 13
ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ АМОРФНОЙ ФАЗЫ И ПРОЦЕССЫ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Агафонов С.С., Блантер М.С., Болдин М.С., Борисова П.А., Глазков В.П., Котиков Д.Н., Соменков В.А., Шушунов М.Н. 14
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ

Акчурин М.Ш., Гайнутдинов Р.В., Закалюкин Р.М., Каминский А.А., Купенко И.И. 15
ЛАЗЕРНЫЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ГРАНАТОВ

Алиев М.А., Чартаев Х.Ш. 16
ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННЫЙ МЕТОД ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ

Алиев М.А., Чартаев Х.Ш. 17
ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИМЕСЬ-ДИСЛОКАЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А., Шведченко Д.О. 18
МОДИФИКАЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ ЗЕМЛИ В СХЕМЕ ЭПР

Аронин А.С., Першина Е.А. 19
О ФОРМИРОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Захарова Г.Г. 20
СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ Fe-13%Mn-1,3%C, Fe-13%Mn-2,7%Al-1,3%C, Fe-28%Mn-2,7%Al-1,3%C, ПОДВЕРГНУТЫХ КРУЧЕНИЮ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Астафурова Е.Г., Чумляков Ю.И. 21
ОРИЕНТАЦИОННАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ Fe-13%Mn-1,3%C, Fe-13%Mn-2,7%Al-1,3%C, Fe-28%Mn-2,7%Al-1,3%C С РАЗНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Астафурова Е.Г. 22
ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ В ГАЗОВОЙ СРЕДЕ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ <001>, <111>, <123> МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Надежкин М.В. 23
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Батаев А.А., Гуськов А.В., Журавина Т.В., Милевский К.Е., Михайлова Н.Ю., Самойленко В.В. 24
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Бащенко Л.П., Ефименко И.Т., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Иванов К.В., Ионина А.В., Громов В.Е. 25
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ

Белов А.Ю. 26
МОДЕЛИРОВАНИЕ АМОРФНОГО КОМПОЗИТА С АЛМАЗОПОДОБНОЙ МАТРИЦЕЙ

Белозёрова Э.П., Красников В.Л. 27
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО И МАГНИТНОГО ПОЛЕЙ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ И ДИСЛОКАЦИОННУЮ НЕУПРУГОСТЬ КРИСТАЛЛОВ KCl И LiF В ШИРОКОЙ ОБЛАСТИ АМПЛИТУД ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Белослудцева Е.С., Королев А.В., Коуров Н.И., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Уксусников А.Н. 28
ЭФФЕКТ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТРОЙНЫХ И ЧЕТВЕРНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Бессонов Д.А., Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. 29
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ 20Х13

Бетехтин В.И., Кардашев Б.К ., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В. 30
УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Блантер М.С., Дмитриев В.В., Рубан А.В. 31
ПЕРВОПРИНЦИПНЫЕ РАСЧЕТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ «ТЯЖЕЛЫХ» ВНЕДРЕННЫХ АТОМОВ В МЕТАЛЛАХ

Болдин М.С., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. 32
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

***Борисова П.А.**, Агафонов С.С., Глазков В.П., Соменков В.А.* 33
ИЗУЧЕНИЕ И АНАЛИЗ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА В ФУЛЛЕРИТАХ C_{60}

Буйнова Л.Н., Гохфельд Н.В., Коуров Н.И., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. 34
СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Cu_3Au И Cu_3Pd ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И ОТЖИГА

Васильев Л.С. 35
КРИТИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ И ПРОБЛЕМА ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В СТАЛЯХ СПЛАВАХ

Власов Н.М. 36
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМАХ С ВНУТРЕННИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ

Гармаш В.М., Кирилин Р.В., Сысоев А.А. 37
ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛА YAG:Cr^{3+}

Гервасьева И.В., Родионов Д.П., Хлебникова Ю.В., Ермаков А.В. 38
ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И ХИМИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ ТЕКСТУРОВАННЫХ ЛЕНТ ПОДЛОЖЕК ДЛЯ ВТСП ЗА СЧЕТ ЛЕГИРОВАНИЯ НИКЕЛЯ РЕНИЕМ

Глезер А.М. 39
ФИЗИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Глезер А.М., Шурыгина Н.А., Пермякова И.Е., Блинова Е.Н., Усеинов С.С., Фирстов С.А. 40
ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКРИСТАЛЛОВ С ПОМОЩЬЮ ИНЖЕНЕРИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Голосова Т.Н., Старенченко В.А., Герштейн Г. 41
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ И ПРОЦЕССЫ УПРОЧНЕНИЯ В ГЦК МАТЕРИАЛАХ

Горбунов С.В., Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Пономарева М.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. 42
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛИ 08Х18Н10Т

Горнаков В.С., Никитенко В.И. 43
ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ АНТИФЕРРОМАГНЕТИКА НА ПРОЦЕССЫ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ОБМЕННО-СВЯЗАННОЙ С НИМ ФЕРРОМАГНЕТНОЙ ПЛЕНКИ

Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Кучеев Ю.О., Семенов В.Н. 44
АНАЛИЗ ЯВЛЕНИЙ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО СМАЧИВАНИЯ В СПЛАВАХ Zn–Al и Zr–Nb

Григорьева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. 45
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, СОДЕРЖАЩИХ КОГЕРЕНТНЫЕ И НЕКОГЕРЕНТНЫЕ ЧАСТИЦЫ

Гринберг Б.А., Иванов М.А., Власова А.М. 46
ПЕРВОЕ НАБЛЮДЕНИЕ В ЧИСТОМ МЕТАЛЛЕ БЛОКИРОВКИ ДИСЛОКАЦИЙ БЕЗ ПОМОЩИ ВНЕШНЕГО НАПРЯЖЕНИЯ

Грязнов Е.Ф. 47
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ СТАЛЬНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК, НАГРУЖАЕМЫХ ВЗРЫВОМ

Гуськов А.В., Драньков Н.О., Милевский К.Е. 48
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СПОСОБА ОБРАБОТКИ НА ЗАВИСИМОСТЬ $H_v = f(\sigma_в)$ и $H_v = f(\sigma_т)$

Данилов В.И., Зуев Л.Б., Орлова Д.В. 49
АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Дмитриев А.И., Моргунов Р.Б., Скворцов А.А. 50
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ Cz-Si

Дмитриевский А.А., Шуклинов А.В., Родаев В.В., Ловцов А.Р. 51
ВЛИЯНИЕ НИЗКОИНТЕНСИВНОГО БЕТА-ОБЛУЧЕНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КРЕМНИИ ПОД ИНДЕНТОРОМ

Дудник Д.В. 52
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ В СПЛАВЕ Ni_3Al

Дудник Е.А. 53
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ АТОМНЫХ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Емалетдинов А.К. 54
МИКРОМЕХАНИЗМЫ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ СВАРКИ ТРЕНИЕМ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Емалетдинов А.К. 55
ТЕРМОДИНАМИКА И КИНЕТИКА ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОР ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К. 56
ВЕЙВЛЕТ-АНАЛИЗ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ МИКРОМЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ

Емалетдинов А.К., Талипов Р.Р. 57
МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВИНТОВОЙ СУПЕРДИСЛОКАЦИИ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КВАРЦА

Емельченко Г.А., Штейнман Э.А., Жохов А.А., Якимов Е.Б. 58
ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ РОСТЕ ОБЪЕМНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ 6H-SiC

Еременко В.Г. 59
ДИСЛОКАЦИЯ В КРЕМНИИ: ВСЕ ЛИ ЯСНО?

Ершов А.Е., Классен Н.В., Курлов В.Н., Филонов К.Н. 60
ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ БИОМОРФНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ

Ефимов О.Ю., Костерев В.Б., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Мясникова В.И., Громов В.Е. 61
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПЛАЗМЕННОУПРОЧНЕННЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ

Zhukov A., Ipatov M., Zhukova V. 62
MAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS MICROWIRES

Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Целлермаер В.Я. 63
ВОЗДЕЙСТВИЕ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ НА НАНОТВЕРДОСТЬ ВОЛЬФРАМА

Зариковская Н.В. 64
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА-ПЕТЧА ПРИ ИЗМЕНЕНИИ РАЗМЕРА ЗЕРНА И ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАЗЦОВ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ А85

Захаров В.М., Хорев И.Е. 65
ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Найденкин Е.В., Рааб Г.И., Добаткин С.В. 66
ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТАЛЕЙ 06МБФ И 10Г2ФТ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Музыря А.К., Симонов А.Ю. 67
МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЯВЛЕНИЯ КУМУЛЯЦИИ ПРИ КВАЗИСФЕРИЧЕСКОМ ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Иванов А.Г. 68
ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО КОМПЛЕКСНОГО БОРИРОВАНИЯ

Ильинский А.И., Зубков А.И., Лябук С.И. 69
ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОФАЗНЫХ ПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕДЬ - МОЛИБДЕН

Инсепов З., Куксин А.Ю., Норман Г.Э., Стегайлов В.В., Стариков С.В., Янилкин А.В. 70
ОБРАЗОВАНИЕ И ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Иунин Ю. Л., Никитенко В.И. 71
ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ДВУМЕРНЫХ МАГНЕТИКОВ - РОЛЬ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ

Кайгородова Л.И., Распосиенко Д.Ю., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. 72
СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОМ СПЛАВЕ Al-Li-Cu-Zr

Калетина Ю.В., Счастливцев В.М., Фокина Е.А. 73
ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni-Mn-In НА МАРТЕНСИТНЫЕ И МАГНИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Карпинский Д.Н., Санников С.В. 74
ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ НА ЭВОЛЮЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ НЕЕ

Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Прохоров Д.В., Желтякова И.С., Семенов В.Н., Кийко В.М., Толстун А.Н., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В. 75
ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Nb-Si И Nb-Al С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Kisel V.P. 76
EVIDENCE FOR THE KEY ROLE OF DEFORMATION AT PHASE TRANSITIONS

Kisel V.P. 77
DIRECT EVIDENCE FOR THE KEY ROLE OF DEFORMATION IN MAGNETIC PHASE TRANSITIONS

Kisel V.P., Erofeeva S.A. 78
DEFORMATION HARDENING AND SOFTENING IN SEMICONDUCTORS

Kisel V.P. 79
LORENTZ FORCE EFFECTS IN SOLIDS, LIQUIDS AND BIOLOGICAL TISSUES UNDER HIGH, MODERATE AND ULTRALOW MAGNETIC FIELDS

Kisel V.P. 80
GENERAL SCALING OF SERRATED DEFORMATION AT PHASE TRANSITIONS

Kisel V.P. 81
DEFORMATION EXPLAINS THE PROPERTIES OF SOLID/FLUID He

Kisel V.P. 82
KEY ROLE OF DEFORMATION MECHANISMS IN INSULATOR-NORMAL, METAL-SUPERCONDUCTOR, NORMAL-SUPERFLUID TRANSITIONS

Kisel V.P. 83
PARTICLE-WAVE DEFORMATION CONTROLS QUANTUM MECHANISMS

Классен Н.В., Кобелев Н.П., Колыванов Е.Л. 84
ДЕФОРМАЦИОННАЯ ПОЛИРОВКА КРИСТАЛЛОВ

Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Рааб Г.И., Караваева М.В., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р. 85
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ, ТВЕРДОСТЬ И ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТАЛИ 10

Клявин О.В., Никаноров С.П., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. 86
ВЛИЯНИЕ ГАЗОВЫХ И ЖИДКИХ СРЕД НА ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ СУБМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Кучеев Ю.О., Могильникова И.В., Страумал А.Б., Земба П. 87
ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ В ВЫСОКО- И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТЯХ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ

Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Попова Н.А., Конева Н.А. 88
РОЛЬ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА В НАКОПЛЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. 89
ЯЧЕИСТАЯ ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА И ЕЁ РОЛЬ В УПРОЧНЕНИИ ГЦК ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Коновалов С.В., Старовацкая С.Н., Столбоушкина О.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. 90
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЯ

Коняев А.А., Толкачев В.Ф. 91
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Коржов В.П., Карпов М.И., Прохоров Д.В., Кийко В.М., Толстун А.Н. 92
ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ НИОБИЯ И НИКЕЛЯ

Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Белоусова Я.В., Громов В.Е. 93
МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ СТАЛИ 09Г2С

Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Федоров В.А., Скородумов П.А. 94
ОБРАЗОВАНИЕ МАЛОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР В ЩГК ПРИ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ИМПЛАНТАЦИИ МЕТАЛЛА

Кривых А.В., Анашкин О.П., Диев Д.Н., Динисилов А.С., Кейлин В.Е., Поляков А.В., Щербаков В.И. 95
НАБЛЮДЕНИЕ СКАЧКОВ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 316LN В ЖИДКОМ ГЕЛИИ

Кугаенко О.М., Петраков В.С., Сагалова Т.Б., Табачкова Н.Ю., Крылов С.А., Уварова С.С., Бузанов О.А., Егоров В.Н., Сахаров С.А., Коршунов А.Б. 96
ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА

Кугаенко О.М., Петраков В.С., Уварова С.С., Бузанов О.А., Егоров В.Н., Сахаров С.А., Поздняков М.Л., Й. Гастрок 97
ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН-ГАЛЛИЕВЫХ СИЛИКАТОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Кульков В.Г., Васильева Ю.В., Дешевых В.В. 98
ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ ФАСЕТИРОВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА

Кульков В.Г., Коротков Л.Н., Дешевых В.В. 99
ДЕМПФИРУЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ ТОНКОГО СТЕРЖНЯ ИЗ ПОРИСТОГО НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ

Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин А.В. 100
ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИМ ОБРАБОТКАМ

Литовченко И. Ю., Захожева М.И., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Миронов Ю.П., Найден Е.П. 101
ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л. 102
МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ И НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ - МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С МЕТАЛЛОИДАМИ, СЕГРЕГАЦИОННЫЕ ПРОСЛОЙКИ В СТАЛЯХ

Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л. 103
НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ ДЕВИТРИФИКАЦИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Fe-(B, Si, P, C)

Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Моисеенко В.В. 104
ВЛИЯНИЕ РЕАЛЬНЫХ РАЗМЕРОВ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Мальцева Л.А., Шарапова В.А., Озерец Н.Н., Мальцева Т.В., Левина А.В. 105
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И ТЕХНОЛОГИИ МЕХАНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОМПЛЕКС СВОЙСТВ НОВЫХ СТАЛЕЙ НА Fe-Cr-Ni ОСНОВЕ ДЛЯ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Мелёхин Н.В. 106
ВЛИЯНИЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ХРОМОВЫХ БРОНЗ

Мельчаков М.А., Скворцов А.И. 107
СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОДЕМПФИРУЮЩИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe-Cr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТОК

Мильман Ю.В., Голубенко А.А. 108
ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МАСШТАБНОЙ ЗАВИСИМОСТИ НАНОТВЕРДОСТИ

Митропольская С.Ю. 109
ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНОЙ СРЕДЫ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Мышляев М.М. 110
ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Наими Е.К., Кугаенко О.М., Петраков В.С., Уварова С.С., Бузанов О.А., Егоров В.Н., Сахаров С.А. 111
ЗАВИСИМОСТЬ АКУСТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН ГАЛЛИЕВОГО ТАНТАЛАТА ОТ МЕХАНИЧЕСКИХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Невский С.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Мартусевич Е.В., Громов В.Е. 112
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПРИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Нечаев Ю.С. 113
ПРОБЛЕМЫ «ГРАФЕН/ГРАФАН» И ИНТЕРКАЛЯЦИИ ТВЕРДОГО ВОДОРОДА В «ПОЛИГРАФАН»

Нечаев Ю.С. 114
ФАЗОПОДОБНЫЕ НАНОСЕГРЕГАЦИИ НА ДИСЛОКАЦИЯХ И ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ

Никитенко В.И. 115
ТОПОЛОГИЧЕСКИ СТАБИЛЬНЫЕ ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛОВ: МИКРОМЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ И НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА

Новиков Г.В., Федоров В.А., Чиванов А.В., Нестеров К.О. 116
ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ И МЕХАНИЗМОВ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЩГК ПОСЛЕ β–ОБЛУЧЕНИЯ

Новиков И.И., Климов К.М. 117
ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СУПЕРПЕРФРАГМЕНТИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ПРОКАТКИ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Благовещенский Ю.В., Москвичева А.В., Болдин М.С., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Исаева Н.В., Мельник Ю.И. 118
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОДИСПЕРСНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Сахаров Н.В., Козлова Н.А., Смирнова Е.С. 119
ЭФФЕКТ ОДНОВРЕМЕННОГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Копылов В.И., Лопатин Ю.Г., Сахаров Н.В., Мелехин Н.В., Пискунов А.В. 120
ЭФФЕКТ УСКОРЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ ПРИ ОТЖИГЕ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Onanko A.P., Kulish N.P., Lyashenko O.V., Prodayvoda G.T., Vyzhva S.A., Onanko Y.A. 121
INFLUENCE OF ELECTRONS ON ELASTIC AND INELASTIC CHARACTERISTICS OF GeSi + SiO_2

Onanko A.P., Kulish N.P., Lyashenko O.V., Prodayvoda G.T., Vyzhva S.A., Onanko Y.A. 122
INFLUENCE OF NANOSTRUCTURE DEFECTS ON INTERNAL FRICTION IN Si + SiO_2 PLATES

Орлов В.И., Хорошева М.А., Кведер В.В. 123
ГЛУБОКИЕ ЭЛЕКТРОННЫЕ СОСТОЯНИЯ НА ДИСЛОКАЦИЯХ В КРЕМНИИ

Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В. 124
МАГНИТОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ФАЗОВЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В СТАРЕЮЩИХ МЕДНО-БЕРИЛЛИЕВЫХ СПЛАВАХ ПО ДАННЫМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ

***Панченко Е.Ю.**, Казанцева Л.П., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И.* 125
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo

Пацелов А.М. 126
МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА: СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ, СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ И ГИДРИДЫ

Петрова А.Н., Бродова И.Г., Ширинкина И.Г. 127
СРАВНЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ БОЛЬШОЙ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Петухов Б.В., Ключник П.А. 128
ДИНАМИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ С ПРИМЕСНОЙ ПОДСИСТЕМОЙ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Пилюгин В.П., Брытков Д.А. 129
СТРУКТУРА И КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Полянский А.А. 130
ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ ПОТОКОВ В СВЕРХПРОВОДНИКАХ

Поспелова М.М., Абросимова Г.Е. 131
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Ni-Y

Прокопьев Е.П., Графутин В.И., Тимошенков С.П., Фунтиков Ю.В. 132
ВОЗМОЖНОЕ ВЛИЯНИЕ НАНООБЪЕКТОВ НА СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВ, МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПО ДАННЫМ ПОЗИТРОННЫХ АННИГИЛЯЦИОННЫХ СПЕКТРОВ

Пушин А.В., Коуров Н.И., Попов А.А., Пушин В.Г. 133
СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ Ti_2NiCu

Пушин В.Г. 134
ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ: СВОЙСТВА, ПОЛУЧЕНИЕ, ПРИМЕНЕНИЕ

Рогалин В.Е. 135
ВЛИЯНИЕ ПОГЛОЩАЮЩИХ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЕЙ НА ОПТИЧЕСКУЮ СТОЙКОСТЬ ЩЁЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. 136
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ W-Cu, Mo-Cu, Ti-B-Cu В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ

Русаненко В.В., Макушев С.Ю., Блинова Е.Н., Филиппова В.П., Клиппенштейн А.Д. 137
ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Сахаров Н.В., , Чувильдеев В.Н. 138
ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Седых В.Д., Русаков В.С., Зверькова И.И., Дубовицкий А.В., Кулаков В.И. 139
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ В $La_{1-x}Ba_xMnO_{3+\delta}$ ($x = 0.05 \div 0.20$)

Семенова Л.М., Бахрачева Ю.С., Семенов С.В. 140
ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛЕЙ

Скворцова Н.П. 141
НЕЛИНЕЙНЫЕ ЯВЛЕНИЯ И САМООРГАНИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Слуцкер А.И., Бетехтин В.И, Кадомцев А.Г. 142
ТУННЕЛЬНЫЙ МЕХАНИЗМ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ АКТОВ В КИНЕТИКЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КЕРАМИК ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Слуцкер А.И., Гиляров В.Л., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. 143
ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННАЯ ТУННЕЛЬНАЯ КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ

Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. 144
ЭЛЕМЕНТАРНЫЕ АКТЫ В КИНЕТИКЕ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Смирнов Б.И., Картенко Н.Ф., Парфеньева Л.С., Орлова Т.С., Смирнов И.А. 145
СТРУКТУРА И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ: АМОРФНЫЙ УГЛЕРОД + НАНОКРИСТАЛЛИТЫ ГРАФИТА И ГРАФЕНА В БИОУГЛЕРОДЕ БУКА

Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Мятиев А.А., Страумал П.Б., Гёринг Э., Баретцки Б. 146
ФЕРРОМАГНЕТИЗМ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОКСИДЕ ЦИНКА: «МАГНИТНАЯ ПЕНА» ИЗ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Суворов Э.В., Смирнова И.А. 147
ИЗОБРАЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В МЕТОДАХ РЕНТГЕНОВСКОЙ ТОПОГРАФИИ

Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Усеинов С.С. 148
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ В ХОДЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Сурсаева В.Г., Горнакова А.С., Муктепавела Ф.О. 149
ВЛИЯНИЕ РЕБРА ПЕРВОГО РОДА НА ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦЫ НАКЛОНА $[11\bar{2}0]$ В ЦИНКЕ

Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И.,.Яковлева И.Л., Клюева С.Ю. 150
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ

Терещенко А.Н., Штейнман Э.А., Мазилкин А.А. 151
ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА ЦЕНТРЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В КРЕМНИИ

Троянов В.А., Уксусников А.Н., Сенаторова О.Г., Пушин В.Г. 152
О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕРМОСТАБИЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu С НАНОФАЗНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Тукеева М.С., Захарова Г.Г., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г. 153
ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ <001> И <111> МОНОКРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ

Тялин Ю.И., Тялина В.А. 154
ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МОДЕЛИ И ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН В ВЕРШИНЕ ЗАТОРМОЖЕННОГО ДВОЙНИКА

Тялин Ю.И., Тялина В.А. 155
ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ С ЗАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ

Федоров В.А., Кузнецов П.М., Чемеркина М.В., Скородумов П.А. 156
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КРИСТАЛЛЫ GaAs

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Сидоров С.А. 157
ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ДЕФОРМАЦИЮ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СТЕКОЛ

Федоров В.А., Чемеркина М.В., Кузнецов П.М., Скородумов П.А. 158
ВОЗДЕЙСТВИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА КРИСТАЛЛЫ GaAs

Федоров В.А., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю. 159
ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСОВ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Pd И Zr

Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Насонов П.А. 160
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В МЕДИ И СПЛАВАХ НА ЕЕ ОСНОВЕ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Хомская И.В., Хейфец А.Э., Зельдович В.И., Литвинов Б.В. 161
ЭФФЕКТЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И МАССОПЕРЕНОСА В СХОДЯЩИХСЯ УДАРНЫХ ВОЛНАХ

Челяпина О.И. 162
ДИФФУЗИОННАЯ ПРОНИЦАЕМОСТЬ ПОКРЫТИЙ С ВНУТРЕННИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ

Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. 163
ФИЗИКА НЕРАВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ. ОБЗОРНЫЙ ДОКЛАД

Shvindlerman L.S., Gottstein G. 164
THERMODYNAMICS AND KINETICS OF GRAIN BOUNDARY AND INTERFACIAL JUNCTIONS AND STABILITY OF NANOCRYSTALLINE SYSTEMS

Шевченко С.А., Колюбакин А.И., Терещенко А.Н. 165
СПЕКТРЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ И DLTS В ГЕРМАНИИ, ЛЕГИРОВАННОМ ПРИМЕСЬЮ МЕДИ

Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А. 166
ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ХАОС И САМООРГАНИЗАЦИЯ НА СТАДИИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА АМг6

Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А. 167
ДИНАМИКА ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМг6

Ширнина Д.П., Абросимова Г.Е. 168
ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Янилкин А.В. 169
АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ 170

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ АМОРФНОЙ ФАЗЫ И ПРОЦЕССЫ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Абросимова Г.Е.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

E-mail: gea@issp.ac.ru

Методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние пластической деформации на структуру аморфной фазы в сплавах на основе алюминия и палладия.

В сплавах на основе алюминия кристаллизация при нагреве начинается при температурах выше 240ºС с образования нанокристаллов алюминия размером около 10 нм. Образование нанокристаллической фазы сопровождается заметным изменением аморфной фазы: расслоением с образованием областей, обогащенных и обедненных иттрием. При пластической деформации эволюция структуры зависит от состава сплава и, в частности, от количества в нем редкоземельного компонента. В сплаве с меньшим содержанием иттрия при деформировании происходит ярко выраженное расслоение аморфной фазы на области с разным ближним порядком и химическим составом, при этом сплав остается аморфным и никаких признаков кристаллических фаз не наблюдается. В отличие от него, в сплаве с большим содержанием иттрия уже при комнатной температуре в процессе деформирования формируются нанокристаллы алюминия. Образование нанокристаллов происходит в области полос сдвига, т.е. в местах локализации пластической деформации.

При исследовании сплавов на основе палладия было обнаружено различие (анизотропия) в рассеянии рентгеновских лучей деформированными образцами вдоль и поперек направления деформации, что проявляется в смещении диффузного максимума на рентгенограммах, причем наблюдаемый эффект уменьшался со временем. Обнаруженное различие в рассеянии рентгеновских лучей деформированными образцами вдоль и поперек направления деформации аналогично наблюдавшемуся ранее [1, 2] и обусловлено разным средним расстоянием между атомами вдоль и поперек направления прокатки в деформированном образце, т.е. эллипсоидальной формой первой координационной «сферы». Однако в проведенных нами исследованиях в отличие от [1, 2] образцы деформировались не упруго, а пластически, и анизотропия структуры сохранялась после снятия пластической деформации.

Проанализированы возможные изменения структуры аморфной фазы как в зонах локализации пластической деформации (полосах сдвига), так и в свободной от полос сдвига аморфной матрице. Показано, что смещение диффузных пиков при съемке деформированных образцов вдоль направления деформации не может быть обусловлено изменением состояния материала в полосах сдвига, а связано с неупругой деформацией основной части образца. Обусловленность изменений структуры неупругой деформацией аморфной матрицы подтверждается и ослаблением эффекта при вылеживании деформированного образца (при котором проходит релаксация): искажение первой координационной сферы уменьшается.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 10-02-00195).

1. M.Stoica, J.Das, J.Bednarcik et al. J.Appl. Phys. **104**, 013522 (2008).
2. X.D.Wang, J.Bednarcik, et al. Appl. Phys. Lett. **94**, 011911 (2009).

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛ-УГЛЕРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ

Агафонов С.С. [(1)], Блантер М.С. [(1,2)], Болдин М.С.[(3)], Борисова П.А.[(1)], Глазков В.П.[(1)],Котиков Д.Н.[(3)], Соменков В.А.[(1)], Шушунов М.Н.[(1)]

[(1)]НИЦ «Курчатовский институт», Москва,Россия, somenkov@isssph.kiae.ru
[(2)]МГУПИ,Москва,Россия,mike@blanter.msk.ru
[(3)]НИФТИ ННГУ,Н.Новгород,Россия,boldin@nifti.unn.ru

Композиты аморфный фуллерен-железо (0-95ат.% Fe) были компактированы из порошков аморфного фуллерена C_{60} и железа методом электроимпульсного плазменного спекания на установке Spark Plasma Sintering (модель SPS-625) под давлением 700 атм. и температурах 1000-1200^{0}C. Спекание аморфного фуллерена без железа проводили в более широком температурном интервале-1000-1400^{0}C. Аморфный фуллерен получали методом механоактивации в мельнице типа Fritsch. Структурные характеристики определяли методами дифракции нейтронов и синхротронного излучения. Нейтронные эксперименты проводили на модернизированном дифрактометре ДИСК, установленном на реакторе ИР-8 в РНЦ «Курчатовский институт», синхротронные рентгеновские исследования в Курчатовском центре синхротронного излучения, а дифференциальный термический анализ на установке STA 449 C Jupiter.

Высокотемпературное спекание аморфного фуллерена под давлением приводит к образованию атомарных форм графита, в частности турбостатного графита. Присутствие железа существенно изменяет фазовое состояние и фазовые превращения в аморфном фуллерене. В частности, дифференциальный термический анализ выявил кроме известного при полиаморфного перехода из одной аморфной модификации (молекулярной, фуллереноподобной) в другую аморфную (атомарную, возможно алмазоподобную фазу) при T > 900 ^{0}C дополнительное фазовое превращение при 675^{0}C, природа которого выясняется.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 09-02-00464а, № 10-02-00176а).

Лазерные керамики на основе гранатов

М.Ш. Акчурин, Р.В. Гайнутдинов, Р.М. Закалюкин, А.А. Каминский, И.И. Купенко
Институт кристаллографии им А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия
E-mail: akchurin@ns.crys.ras.ru

Методами растровой электронной и атомно-силовой микроскопии, рентгеноструктурного анализа, микротвёрдости и моделирования изучены строение, механические и оптические свойства лазерных керамик на основе лютеций-алюминиевого граната. Проведено сравнение с монокристаллами $Y_3Al_5O_{12}$ и другими лазерными керамиками.

Измерения механических характеристик показали, что микротвердость $Lu_3Al_5O_{12}$ - керамики составила H = 22,8 ГПа, тогда как в монокристаллах она заметно меньше (H = 16,5 ГПа). Вязкость разрушения K_{1C}= 2,2 МПа·м$^{1/2}$, что лучше, чем в монокристалле (K_{1C}= 1,78 МПа·м$^{1/2}$). Следует отметить, что для $Y_3Al_5O_{12}$ керамики с близким размером зёрен эти значения составляют H = 16,8 ГПа, K_{1C}= 4.3 МПа·м$^{1/2}$, т.е. наблюдается заметное увеличение твёрдости и некоторое ухудшение прочностных характеристик.

Исследования морфологии разломов и деформированных областей вокруг отпечатков, проведённые на растровом электронном и атомно-силовом микроскопах, показали, что размер зёрен достаточно однороден и составляет 1-2 мкм, зерна имеют более тонкую слоевую структуру, чем в Lu_2O_3–керамике. Дно отпечатков и царапин при определённых нагрузках обладают повышенной по сравнению с не деформированной областью люминесценцией, причём значения нагрузок заметно больше, чем для монокристалла. Если в монокристалле трещины от отпечатков прямолинейны, то в керамике они зигзагообразны. Кроме того в монокристаллах вблизи отпечатков наблюдаются выколы материала, что не встречается в керамиках при данной нагрузке. Механизм разрушения смешанный. Преимущественно разрушение происходит по межзёренному механизму, но также наблюдается разрушение самих зёрен. Следует заметить, что несмотря на различия морфологии разломов лазерных керамик (YAG, $Lu_3Al_5O_{12}$, $\{YGd_2\}[Sc_2](Al_2Ga)O_{12}$, Lu_2O_3, Y_2O_3 и др.керамки) распределение углов в тройных стыках зёрен керамик практически гауссово, с максимумом в районе 120°. Это связано с обеспечением минимума потенциальной энергии межзёренных границ, даже при случайных сопряжениях различных кристаллографических граней. Однако кристаллографические углы в 120° соответствуют сопряжению зёрен по плоскости (111), что достигается двойникованием материалов кубической сингонии по системе (111) [112] и обеспечивают действительный минимум потенциальной энергии межзёренных границ.

Предположено, что основным механизмом пластической деформации, обеспечивающим развороты кристаллической структуры и сопряжения зёрен («залечивание» пор) при образовании оптических керамик являются процессы двойникования. Проведено моделирование двойников и оценены энергии их образования для различных кубических оксидов. Полученные значения находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными.

Обсуждается роль процессов двойникования в механизмах твердотельных реакций.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ.

Электростимулированный метод пластического деформирования монокристаллов германия

Махачкалинский филиал Московского автомобильно-дорожного института (МАДИ)
Bukilal@mail.ru
Алиев М.А., Чартаев Х.Ш.

Развитие современной техники требует научно обоснованного метода конструирования новых материалов с заданными свойствами. Попытки решить проблему с помощью обычных технологий классического материаловедения не увенчались успехом. Германий относится к классу веществ, обладающих максимально высокими значениями теоретической прочности на отрыв и сдвиг, что обусловлено высокой степенью направленности ковалентной связи между атомами. Практическое использование высоких прочностностных свойств ограничено из-за низкотемпературной их хрупкости. Монокристалл является примером организации структуры, который не несет информации об эволюции роста в целом. Критерием перехода от организации монокристалла к самоорганизации структуры служит обеспечение процесса протекания в условиях, далеких от термодинамического равновесия, наличие признаков открытости системы. Энергетические затраты на управление структурой и изменением их свойств намного меньше в неравновесных условиях, чем в равновесных. От степени неравновестности системы зависит и степень взаимосвязи между их составляющими.

Объектами исследования были монокристаллы германия, компенсированные золотом до концентрации $1 \cdot 10^{-15}$ cm^{-3}, ориентированные вдоль кристаллографических осей [110], [001], [110], размером 5 x 10 x 15mm. Пластическую деформацию производили тремя способами: 1) в условия внешнего нагрева образца печкой сопротивления - термопластическая деформация (ТПД – способ) 2) в условиях прохождения постоянного электрического тока высокой плотности через образец – электропластическая деформация (ЭПД – способ) 3) в условиях одновременной с деформацией реализации электропереноса примесных атомов в объем деформируемого кристалла – электропереносно – пластическая деформация (ЭППД – способ).

Деформация осуществлялась вдоль направления [110], одноосным сжатием в вакууме при температуре 650°С в режиме динамического нагружения с переходом в режим ползучести. Напряжение сдвига изменялось от 0 до 35МПа.

Допуская, что дислокации являются энергетически пульсирующими дефектами, в нашей работе удалось реализовать низкотемпературную т.е. механофлуктуационную часть электропластической деформации, где преобладает чисто дефектный вклад в отличии от термофлуктуационной составляющей, где преобладает чисто температурный вклад. В электрическом поле на дефекты действуют две силы – механическая и электрическая и структурные носители приобретают направленное движение, влияя на характер движения и взаимодействия всех участников процесса. В результате таких обменных взаимодействий изменяется динамика скольжения и деформационные параметры, что и подтвердилось в нашем эксперименте.

В условиях присутствия в проводимом эксперименте дополнительного параметра порядка – направленных потоков структурных носителей и сил, обусловленных ими, сильно возбуждающих систему (СВС), спектр влияния внешних параметров воздействия в неравновесном состоянии становится значительно богаче и информативнее, чем в равновесном.

При этом изменяются такие деформационные параметры как скорость деформации $\dot{\varepsilon}$, имеющая практическую значимость (при $\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = 0$ материал долговечен), предел упругости $\sigma_{упр}$ и коэффициент упрочнения $\gamma = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, общая величина достигнутой деформации ε.

Электропластический эффект проявился в выходе на поверхность кристалла большого числа дефектов за счет разрядки образовавшихся при деформации субструктур и их ускорения дрейфующими по решетке электронами. Предложенный новый способ исследования механических характеристик полупроводниковых материалов можно использовать не только как метод исследования, но и как технологический приём.

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИМЕСЬ-ДИСЛОКАЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Алиев М.А. Чартаев Х.Ш.

Махачкалинский филиал Московского Автомобильно-дорожного Института

Россия, Махачкала.

bukilal@mail.ru

Обнаружена возможность существенного повышения пластичности полупроводниковых кристаллов при специальной методике их обработки, проводимой одновременно с электростимулированной деформацией. Использован синергетический (многопараметрический) способ воздействия на кристалл, где одновременно с механической нагрузкой реализованы процессы диффузии или электродиффузии примесных атомов.

В предыдущих работах при одновременной реализации и обеспечении примесь-дефектных взаимодействий в процессе реструктурирования полупроводниковых кристаллов были обнаружены проявления эффектов пластификации кристалла и ускоренного проникновения диффундирующей примеси вглубь образца. Направленное электропереносное перемещение и взаимодействие примесных атомов с дефектами структуры модифицируемых кристаллов по своему должны проявиться на их прочносно-пластических свойствах.

В настоящее время поиски различных способов повышения пластичности кристаллов как можно при низких температурах и изучение взаимосвязи между структурой, формирующейся электростимулированной пластической деформацией, составом, образующимся диффузией примесных атомов и свойствами полученной системы, являются задачей актуальной, имеющей прикладное значение.

Образцы в виде параллелепипедов размерами 10×6×4 мм, ребра которых совпадали с кристаллографическими направлениями [110], [$1\bar{1}0$], [111], где одна грань была параллельна плоскости [110], а две другие отклонены на 10^0 от плоскостей [001] и [110] попарно складывались и подвергались электропереносно-пластической деформации-ЭППД_способом. Основная цель постановки эксперимента - выяснение зависимости пластических свойств монокристалла кремния от электропереносного (электродиффузионного) способов вхождения примесей в решетку реструктурирующей матрицы.

Приведены зависимости напряжение-деформация $\sigma(\varepsilon)$ для трех образцов монокристаллического кремния р-типа проводимости при трех различных режимах их реализации – при традиционном термопластическом (ТПД-способ), при электропластическом способе деформации (ЭПД-способ) и при электропереносно-примесной деформации (ЭППД-способ).

Электропримесное взаимодействие привело к эффекту разупорядочения. Отличие нового подхода в обработке кристаллов от традиционно применявшихся ранее состоит в том, что в ЭППД – способе все структурные носители перестраиваются в динамические потоки и силы определенного, преимущественного, направления,. В результате таких обменных взаимодействий изменяется динамика скольжения и деформационные характеристические параметры. При применении новой технологии обработки кристаллов возможно структура испытывает сложную эволюцию, зависящую от многих факторов, включая и эволюцию самих дефектов.

Предложенная новая технология с применением электростимулированной обработки кристаллов позволит обогатить их физические свойства.

МОДИФИКАЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ ЗЕМЛИ В СХЕМЕ ЭПР

Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А., Шведченко Д.О.
Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия; alshits@ns.crys.ras.ru

Обнаружено резонансное изменение механических свойств кристаллов под действием скрещенных магнитных полей в схеме ЭПР – поля Земли $\mathbf{B}_{Earth}$ (≈ 50 μТл) и переменного поля $\widetilde{\mathbf{B}}$ (~ 10^{-6} Тл), создававшегося током определенной частоты ν ~ 1 МГц. Наблюдались как *in-situ* эффекты – увеличение подвижности дислокаций во время магнитной обработки кристаллов NaCl, так и эффекты "памяти" – изменение микротвердости кристаллов ZnO, триглицинсульфата (TGS) и гидрофталата калия (KAP) после их магнитной обработки. В первом случае измерялись пики дислокационных пробегов $l(\nu)$, а во втором – пики микротвердости $H(\nu)$. И те и другие эффекты продемонстрировали сильную анизотропию по отношению к взаимной ориентации магнитных полей и образца.

В кристаллах NaCl нескольких видов, различающихся примесным составом, наблюдались острые пики дислокационных пробегов $l(\nu)$ с максимумами при одной и той же частоте ν = 1.380 МГц в условиях, когда ориентации дислокаций (**L**) и магнитных полей $\mathbf{B}_{Earth}$ и $\widetilde{\mathbf{B}}$ были взаимно ортогональны и направлены вдоль ребер образцов, выколотых по плоскостям спайности {100}. Частота резонанса отвечала классическому условию ЭПР $h\nu = g\mu_B B_{Earth}$ при g = 2. Измерены зависимости высоты этого пика от концентрации примеси Ca, амплитуды поля $\widetilde{B}$ и времени обработки. Найдена пороговая амплитуда поля $\widetilde{B}$, ниже которой эффект исчезает.

При повороте поля накачки $\widetilde{\mathbf{B}}$ в положение $\widetilde{\mathbf{B}} \parallel \mathbf{B}_{Earth} \perp \mathbf{L}$ резонанс изменялся в зависимости от типа кристалла: пробеги либо резко уменьшались, опускаясь на уровень фона, либо резонансные пики оставались соизмеримой высоты. Во всех случаях пики отвечали одинаковой частоте. Первые кристаллы имели резкую зависимость высоты пика от угла между магнитными полями, в кристаллах второго типа пробег мало менялся при варьировании этого угла.

Поворот образца вокруг одного из ребер, отвечающего направлению исследуемых дислокаций и ортогонального магнитным полям, смещал частоту резонанса, причем во всех кристаллах сходным образом. Зависимость этой частоты от угла поворота кристалла подробно изучалась на кристаллах второго типа, где для каждого угла получалось по два резонансных пика. Их частоты соответствовали условию $h\nu_{1,2} = g\mu_B B_{Earth}\cos\theta_{1,2}$, где $\theta_{1,2}$ – углы, образуемые двумя другими ребрами кристалла с $\mathbf{B}_{Earth}$. Эта зависимость получила теоретическую интерпретацию.

Предварительная обработка кристаллов ZnO, TGS и KAP в тех же скрещенных полях приводит к тому, что в ZnO микротвердость возрастает, а в TGS и KAP – убывает. Максимальное изменение (10–15%) достигается через 1–3 ч после магнитной обработки, а затем в течение первых суток наблюдается постепенный возврат микротвердости к ее исходному значению. После достаточной паузы эффект полностью воспроизводится в тех же условиях. Магнитная память обладает сильной анизотропией: для каждого из кристаллов найдено направление, при совпадении которого с вектором магнитного поля Земли эффект полностью или частично подавляется. В кристаллах ZnO и TGS это оси симметрии 6 и 2, соответственно. А в кристалле KAP это направление в плоскости спайности ортогональное оси 2.

Работа поддержана фондом РФФИ (грант № 10-02-01099-а).

О ФОРМИРОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Аронин А.С., Першина Е.А.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

E-mail: aronin@issp.ac.ru

Одним из способов получения композиционных аморфно-нанокристаллических материалов является метод кристаллизации аморфных сплавов. Частично кристаллические сплавы на основе железа Fe-Cu-Nb-Si-B (Finemet) обладают великолепными магнитомягкими свойствами. Применение методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет расширить группу сплавов, в которых образуется аморфно-нанокристаллическая структура. ИПД в аморфных сплавах систем Fe-B-Si и Fe-B приводит к образованию наноструктуры, состоящей из аморфной матрицы и распределенных в ней нанокристаллов α – Fe. Обработка при комнатной температуре приводит к кристаллизации в областях локализации пластической деформации – полосах сдвига. Размер нанокристаллов не превосходит 10 нм, доля нанокристаллической фазы растет при увеличении величины деформации.

Механизм нанокристаллизации при ИПД, в настоящее время однозначно не установлен. Существует несколько точек зрения на механизмы, определяющие нанокристаллизацию при ИПД:

- В области полос сдвига происходит разогрев материала (вплоть до плавления), что приводит к кристаллизации.
- В областях локализации пластической деформации происходит изменение структуры аморфной матрицы и изменение параметров диффузионного массопереноса, приводящих к образованию нанокристаллов без разогрева этих областей.

Проведено изучение и сравнение морфологии, структуры и фазового состава кристаллов, образующихся в сплавах $Fe_{80}B_{20}$ и $Fe_{78}Si_{13}Bi_9$ при нагреве и при деформации. При термообработке исследуемых аморфных сплавов время отжигов не превышало время деформации. Структура полученных образцов исследовалась методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии. При различных параметрах термообработки кристаллизация аморфных сплавов $Fe_{80}B_{20}$ и $Fe_{78}Si_{13}Bi_9$ приводит к одновременному образованию сразу нескольких фаз по механизму эвтектической кристаллизации. Нанокристаллическая структура при этом не образуется: размер кристаллов составляет 40 – 200 нм в зависимости от условий отжига.

В этих же сплавах при ИПД методом кручения под высоким давлением происходит первичная кристаллизация с образованием нанокристаллов α-Fe. Средний размер кристаллов не превышает 10 нм и практически не зависит от величины деформации.

Полученные в ходе работы данные не подтверждают предположению об определяющем влиянии разогрева материала в области полос сдвига при ИПД на процесс нанокристаллизации аморфных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 09-02-00529).

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ Fe-13%Mn-1,3%C, Fe-13%Mn-2,7%Al-1,3%C, Fe-28%Mn-2,7%Al-1,3%C, ПОДВЕРГНУТЫХ КРУЧЕНИЮ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Захарова Г.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

astafe@ispms.tsc.ru

Проведены исследования эволюции дефектной структуры и механических свойств при кручении под квазигидростатическим давлением (КГД) монокристаллов аустенитных сталей Fe-13%Mn-1,3%C (сталь Гадфильда, I) ($\gamma_{ДУ}$=0,030Дж/м^2), Fe-13%Mn-2,7%Al-1,3%C (II) ($\gamma_{ДУ}$=0,045Дж/м^2), Fe-28%Mn-2,7%Al-1,3%C (III) ($\gamma_{ДУ}$=0,060Дж/м^2) с разной энергией дефекта упаковки. КГД проводили на наковальнях Бриджмена при комнатной температуре и давлении 5-6ГПа на 1-5 оборотов.

Электронно-микроскопически и металлографически показано, что независимо от энергии дефекта упаковки при КГД в аустенитных сталях (I), (II), (III) развивается механическое двойникование. Ранее установлено, что при растяжении в условиях комнатной температуры двойникование наблюдалось с ранних степеней деформации во всех ориентациях монокристаллов стали Гадфильда (I). Повышение энергии дефекта упаковки при легировании стали Гадфильда алюминием и марганцем вызывало сдвиг начала двойникования к большим степеням деформации в стали (II) и практически полному его подавлению в стали (III) при растяжении при T=300K. За счет высокого приложенного давления и глубоких степеней деформации при КГД критические скалывающие напряжения двойникования достигаются во всех исследуемых сталях уже после 1 оборота КГД. Размеры ОКР для сталей (I), (II), (III) указывают на формирование наноструктурного состояния с размерами неискаженных областей ~ 10-30 нм. Увеличение количества оборотов приводит к дополнительной фрагментации сдвойникованной структуры и ее деградации за счет взаимодействия с полосами сдвига, дислокациями скольжения и двойниками в пересекающихся системах.

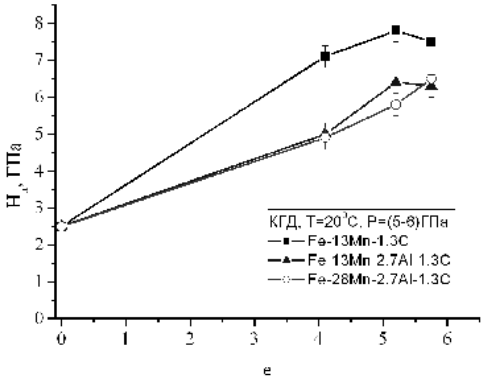


Рисунок 1. Зависимость микротвердости монокристаллов сталей (I), (II), (III) от степени заданной деформации

Измерение микротвердости показало, что развитие двойникования в нескольких системах одновременно на ранних стадиях деформации приводит к высокому упрочнению монокристаллов всех исследуемых сталей. Упрочнение происходит максимально быстро в стали (I) после 1 оборота, затем микротвердость изменяется незначительно с ростом заданной деформации (рис. 1). В сталях (II) и (III) наблюдается близкий к линейному рост микротвердости с увеличением истинной логарифмической деформации. Несмотря на установленные общие закономерности фрагментации структуры в сталях (I), (II), значения микротвердости в сталях (II), (III) имеют значения ниже, чем для стали Гадфильда (I), что связано с различиями в морфологии двойников, динамике их накопления и деградации и эффектом динамического деформационного старения в стали Гадфильда.

Авторы выражают благодарность профессору Ю.И. Чумлякову за предоставление монокристаллов для исследования. Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8) и РФФИ (№11-08-98019-р_сибирь_а).

ОРИЕНТАЦИОННАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ Fe-13%Mn-1,3%C, Fe-13%Mn-2,7%Al-1,3%C, Fe-28%Mn-2,7%Al-1,3%C С РАЗНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Астафурова Е.Г., Чумляков Ю.И.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
**Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета, Томск, Россия*
astafe@ispms.tsc.ru

Методами оптической металлографии, электронной просвечивающей микроскопии, рентгеноструктурного анализа проведены исследования механизмов пластической деформации закаленных <001>, <123>, <011>, <111> монокристаллов сталей Fe-13%Mn-1,3%C (сталь Гадфильда, I) ($\gamma_{ДУ}$=30 мДж/м^2), Fe-13%Mn-2,7%Al-1,3%C (II) ($\gamma_{ДУ}$=45 мДж/м^2), Fe-28%Mn-2,7%Al-1,3%C (III) ($\gamma_{ДУ}$=60 мДж/м^2) (мас. %) при растяжении в интервале температур Т=77÷673К.

Монокристаллы сталей (I), (II), (III) представляют собой высокопрочные кристаллы, в которых при Т≤300К во всех исследуемых ориентациях обнаружено механическое двойникование. В стали (I) сочетание низкой энергии дефекта упаковки и высокий уровень критических скалывающих напряжений за счет твердорастворного упрочнения углеродом обуславливает развитие двойникования с ранних степеней деформации ε>0,5% в <011>, <111> и с ε>10÷15% в <123> ориентациях стали при Т=300К. Легирование стали Гадфильда алюминием (сталь II) подавляет деформацию двойникованием на ранних стадиях пластического течения в <011>, <111> ориентациях при комнатной температуре испытания за счет повышении энергии дефекта упаковки и сдвигает развитие двойникования к большим степеням деформации ε>15%. Повышение температуры деформации Т>473К также сдвигает начало двойникования к большим степеням деформации, снижает вклад от двойникования в общую деформацию кристаллов (I), (II). При Т=77К двойникование обнаружено во всех исследуемых ориентациях сталей (I), (II). В монокристаллах <001> сталей (I), (II) в исследуемом интервале температур деформация реализуется преимущественно скольжением в нескольких системах и сопровождается развитием двойникования с образованием дефектов упаковки внедрения (объемная доля двойников <10%). Легирование стали Гадфильда одновременно марганцем и алюминием практически полностью подавляет деформацию двойникованием в стали (III) во всем исследуемом интервале температур Т=77-673К. Электронно-микроскопически наблюдаются тонкие деформационные двойники при Т≤300К, но объемная доля их низка, они не влияют на закономерности пластического течения, но, тем не менее, определяют хрупкий характер разрушения при Т=77К.

В <001>, <123>, <011>, <111> монокристаллах исследуемых сталей наблюдается переход «хрупкость-вязкость». Для монокристаллов сталей (I), (II), (III) температуры перехода «хрупкость-вязкость» изменяются слабо Т=(140÷190)К, следовательно, легирование марганцем и алюминием и изменение энергии дефекта упаковки принципиальным образом не влияет на температуру вязко-хрупкого перехода и пластичность монокристаллов сталей.

На основе полученных результатов построены карты механизмов деформации и разрушения монокристаллов исследуемых сталей, определены критические скалывающие напряжения двойникования в зависимости от энергии дефекта упаковки, температуры деформирования и исходной ориентации оси растяжения.

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ В ГАЗОВОЙ СРЕДЕ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ <001>, <111>, <123> МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

astafe@ispms.tsc.ru

Проведены исследования механизма пластической деформации закаленных <001>, <111>, <123> монокристаллов стали Гадфильда (Fe-13Mn-1C, мас. %) после наводороживания. Насыщение кристаллов проводили в среде газообразного водорода с давлением P_{H2} =0,3кгс/см^2 при температуре Т=300 ºС (t=5ч). Концентрацию водорода в образцах измеряли методом кулонометрического определения массовой доли водорода, она составила $1{,}6\cdot10^{-4}$ мас.%. Испытание на растяжение производили в температурном интервале: от 77К до 300К со скоростью деформации $7\cdot10^{-4}$ с$^{-1}$.

Критические скалывающие напряжения $\tau_{кр}$ монокристаллов зависят от температуры испытания и ориентации оси растяжения. Наблюдаемая в закаленных кристаллах ориентационная зависимость $\tau_{кр}$ связана с ориентационной зависимость величины расщепления дислокаций в поле приложенных напряжений [1] и сохраняется при наводороживании: <001>, <123> монокристаллы имеют значения $\tau_{кр}$ выше, чем для <111> ориентации. Кривую зависимости $\tau_{кр}$ (Т) можно разбить на две области: низкотемпературную при Т<223К, характеризующуюся сильной температурной зависимостью $\tau_{кр}$ ($\Delta\tau_{кр}$(77÷223К)=150÷200МПа) и высокотемпературную при Т>223К со слабой зависимостью $\tau_{кр}$(Т) ($\Delta\tau_{кр}$(77÷223К)~50МПа). После наводороживания происходит увеличение $\tau_{кр}$, и кривые зависимости $\tau_{кр}$(Т) поднимаются параллельно относительно кривых для исходных состояний без водорода.

В закаленных <111> монокристаллах основным механизмом деформации является двойникование, в <123> и <001> - дислокационное скольжение. При ε>20% в <123> происходит смена механизма деформации от скольжения к двойникованию в одной системе, что коррелирует со стадийностью кривых течения [1]. В закаленных <001> кристаллах при ε>20% также наблюдается механическое двойникование (доля двойников не более 10%), при сохранении множественного скольжения основным механизмом пластической деформации. Кривая течения исходных <001>, <111> монокристаллов характеризуется высокими значениями коэффициента упрочнения θ=G/40÷G/50 при Т=77÷300К [1]. Наводороживание способствует развитию механического двойникования в стали Гадфильда. Двойникование наблюдается с ранних степеней деформирования ε~1% независимо от исходной ориентации монокристалла. После наводороживания <001>, <111> кристаллов θ возрастает до значений G/30÷G/40, а в <123> кристаллах изменяется незначительно. Высокое деформационное упрочнение <001>, <111> кристаллов является результатом взаимодействия двойникования нескольких систем и закрепления дислокаций во время деформации атмосферами из атомов углерода и водорода.

Понижение энергии дефекта упаковки, развитие планарной дислокационной структуры приводит к увеличению пластичности монокристаллов стали Гадфильда после наводороживания (в 2 раза при Т=77К и на 20÷30% при Т=300К). Изучение картин разрушения монокристаллов стали Гадфильда ориентаций <001>, <111>, <123> показало, что в исходном состоянии после растяжения при 77К кристаллы разрушаются хрупко (сколом), тип разрушения кристаллов при 300К смешанный (хрупкий с элементами вязкого разрушения). Изменение характера разрушения кристаллов <001>, <111>, <123> ориентаций после наводороживания не наблюдали.

1. Chumlyakov Yu.I. et al. Strain Hardening in Single Crystals of Hadfield Steel // The Physics of Metals and Metallography. – 2000. – V.90. – Suppl.1. – pp.S1-S17.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Надежкин М.В.

Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

bsa@ispms.tsc.ru

Аустенитные нержавеющие стали, упрочненные атомами внедрения, являются одним из приоритетных классов конструкционных материалов. Наводороживание аустенитных сталей приводит к хрупкому разрушению. Это обстоятельство является серьезной практической проблемой, от решения которой зависит безопасность работы конструкций.

В настоящей работе получены новые данные о влиянии элементов внедрения водорода на развитие локализации пластической деформации. Объектами исследований служили ГЦК монокристаллы аустенитных сталей Fe-18%Cr-12%Ni. Электролитическое насыщение водородом монокристаллов осуществляли в трехэлектродной электрохимической ячейке с графитовым анодом при постоянном контролируемом катодном потенциале U = -500 мВ, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1N растворе серной кислоты с добавлением 20 мг/л тиомочевины при температуре 323 К в течение 70 ч с предварительной продувкой азотом. Вольтамперные кривые фиксировались с помощью потенциостата IPC-Compact. Подготовленные монокристаллы растягивались на испытательной машине «Instron-1185» с одновременной регистрацией полей векторов перемещений $\mathbf{r}(x,y)$ точек на рабочей поверхности образцов методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [1]. Анализ распределений локальных удлинений вдоль направления оси растяжения образца $\varepsilon_{xx} = du/dx$ (u- компонента вектора перемещения $\mathbf{r}(x,y)$ в направлении оси растяжения x) позволил установить влияние прочностных характеристик сталей, определяемых содержанием водорода, на параметры локализации пластической деформации. При растяжении кристаллов в исходном состоянии без водорода на стадии линейного деформационного упрочнения пластическая деформация сосредоточена в равноотстоящих друг от друга на расстоянии λ = 4±1 мм зонах локализованной деформации, движущихся со скоростью $V_{aw} = 3.5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического упрочнения сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной, затем неподвижные очаги локализации деформации начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в средине образца, где происходит разрушение. В наводороженных образцах на стадии линейного упрочнения картина локализации пластической деформации представляет собой совокупность широких зон, состоящих из двух-трех связанных очагов локализованной деформации с характерным расстоянием между ними λ = 6.5±1 мм. Зоны локализации деформации движутся со скоростью $V_{aw} = 2.5 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического упрочнения система широких зон локализации деформации становится стационарной. На стадии предразрушения неподвижные очаги локализованной пластической деформации (как и в случае образца без водорода) начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в высокоамплитудных очаг локализации деформации в средней части образца, где произошло уменьшение размеров поперечного сечения, подобное шейке.

[1] Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

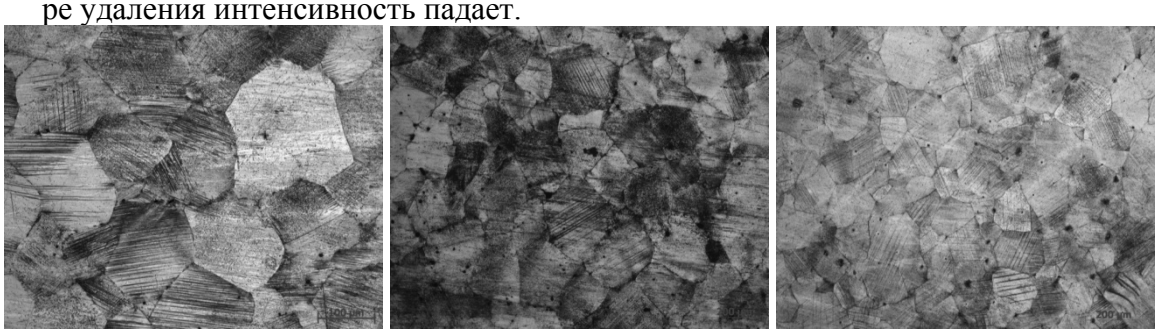
Батаев А.А., Гуськов А.В., Журавина Т.В., Милевский К.Е., Михайлова Н.Ю., Самойленко В.В.

Новосибирский Государственный Технический Университет

г. Новосибирск, conf_npo@craft.nstu.ru

Одним из способов повышения механических свойств и износостойкости деталей изготовленных из стали 110Г13Л, является упрочнение высокоскоростным нагружением. Использование энергии взрыва, в отличии от других видов обработки, позволяет получить большую глубину упрочненного слоя [1], но при этом размеры и форма зерна остается неизменными, износостойкость возрастает в 1.5 раза. В случае пластического деформирования (прокатки) степень деформации составляет 60% и более, зерна деформируются и принимают вид волновых полос, глубина упрочненного слоя 5-7 мм. Следовательно, при ударно-волновой обработки механизм упрочнения имеет другой характер. Выявлены особенности микроструктуры, полученной высокоскоростным наружением:

1. Направление и ориентировка линий скольжения изменяется с увеличением расстояния от поверхности нагружения (Рис.1 а, б, в).
2. В микроструктуре образца наблюдается преимущественно множественное скольжение.
3. При поверхностном слое интенсивность линий скольжения максимальна, а по мере удаления интенсивность падает.



а) б) в)

Рис. 1 Микроструктура в образце “а” – в приповерхностном слое; “б” – на глубине 35-40 мм, “в” – на глубине 50 мм.

Совместно с металлографическими исследованиями были проведено измерение микротвердости по сечению образца. Микротвердости в приповерхностном слое составляет 310-350 HV [2]. Зависимость изменения твердости от глубины образца имеет спадающий волновой характер.

На основании выше изложенного можно сделать вывод о том, что максимальное упрочнение наблюдается в области наибольшей интенсивности, и ориентировки линий скольжения.

1. Власов В.И., Комолова Е.Ф. Литая высокомарганцовистая сталь. - М.: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1963. - 196 с.
2. А. В. Гуськов, К. Е. Милевский, А. Ф. Петров, Л. И. Тушинский. Влияние высокоскоростной ударной волны на микроструктуру и механические свойства стали Гадфильда 110Г13Л. // Научный вестник НГТУ - 2006 г. №4 (25)

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ

Бащенко Л.П., Ефименко И.Т., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Иванов К.В., Ионина А.В., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
E-mail: gromov@physics.ru
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
E-mail: yufi@mail2000.ru

Перспективным способом обработки поверхности металлов и сплавов является метод электровзрывного легирования (ЭВЛ), суть которого состоит в насыщении поверхностных слоев материалов продуктами электрического взрыва проводников с последующей самозакалкой. Продукты электрического взрыва представляют собой многофазную систему, включающую как плазменный компонент, так и конденсированные частицы различной дисперсности. При формировании струи ее фронт образует плазменный компонент, конденсированные же частицы, обладая большей инертностью, располагаются в тылу струи, что приводит не только к легированию основы, но и к формированию на поверхности покрытия. Целью настоящей работы является исследование структуры покрытия и слоя легирования, формирующихся на образцах титана при ЭВЛ углеродом в зависимости от поглощаемой плотности мощности.

В качестве материала исследования использовали сплав титана ВТ1-0. Образцы подвергали поверхностному легированию путем ЭВЛ углеграфитовых волокон (УГВ). Использовали следующие режимы обработки: двукратное электровзрывное легирование при поглощаемой плотности мощности W_S = 5,5 ГВт/м^2 и при W_S = 6,5 ГВт/м^2.

Анализ результатов, полученных при исследовании структуры и элементного состава покрытия, позволил сделать следующие выводы:

1. Образующееся покрытие характеризуется развитым рельефом и высоким уровнем шероховатости. Увеличение плотности мощности, поглощаемой при взрыве УГВ, приводит к формированию более грубого рельефа, содержит большое количество микрократеров;

2. Выделены три характерные морфологические составляющие структуры, формирующие микрорельеф покрытия – во-первых, стержневидные образования, являющиеся частицы УГВ, разрушенных при электрическом взрыве; во-вторых, сравнительно гладкие области твердого раствора на основе титана, содержащие наноразмерные включения, предпочтительно, карбида титана; и, в-третьих, конгломераты частиц графита, титана и карбида титана глобулярной морфологии;

3. Показано, что увеличение плотности мощности, поглощаемой при взрыве проводника в интервале 5,5–6,5 ГВт/м^2, приводит к существенному изменению морфологии покрытия: снижению относительного содержания фрагментами углеграфитового волокна и увеличению их размеров; увеличению относительного содержания областей твердого раствора на основе титана; формированию наноразмерных частиц, предпочтительно, карбида титана; снижению относительного содержания конгломератов частиц графита, титана и карбида титана глобулярной морфологии.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантом РФФИ (проект № 11-02-91150-ГФЕН-а).

МОДЕЛИРОВАНИЕ АМОРФНОГО КОМПОЗИТА С АЛМАЗОПОДОБНОЙ МАТРИЦЕЙ

БЕЛОВ А. Ю.
Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия
belov@crys.ras.ru

Алмазоподобный (или тетраэдрический, ta-C) углерод является метастабильной формой аморфного углерода, обладающей свойствами алмаза из-за высокого (~80%) содержания атомов C с sp^3-гибридизацией. Фактически, ta-C можно рассматривать как аморфный аналог алмаза. Интерес к этому материалу обусловлен уникальным сочетанием его механических и оптических свойств, благодаря которому ta-C оказался перспективным для применения в микроэлектромеханических системах. Другим важнейшим свойством алмазоподобного углерода является его высокая химическая инертность, открывающая возможность получения идеальных биосовместимых покрытий для различных приложений в медицинской технике.

Структура высокопрочных тонких плёнок ta-C, получаемых методами ионно-лучевого осаждения, характеризуется не только процентным содержанием sp^3 атомов в алмазоподобной тетраэдрической фазе ta-C, но и размером и топологией графитоподобных кластеров, образуемых атомами с sp^2-гибридизацией. Если высокое содержание тетраэдрических атомов является причиной высокой прочности пленок ta-C (сопоставимой с прочностью алмаза), то топология кластеров определяет его электронную структуру и оптические свойства.

В данной работе методом молекулярно-динамического моделирования с применением многочастичного потенциала межатомного взаимодействия исследованы структурные превращения в пленках аморфного углерода при низкотемпературном отжиге и их влияние на механические свойства пленок: уровень внутренних напряжений и модуль упругости. Получена температурная зависимость содержания атомов углерода с sp^3-гибридизацией в алмазоподобной фазе. В случае ta-C с плотностью, превышающей ~3.0 г/см^3, содержание sp^3-гибридизованных атомов практически не зависит от температуры отжига вплоть до температуры перехода в графитообразную фазу. Также показано, что при значении плотности аморфного углерода ~2.9 г/см^3, отвечающем ~70%-ному содержанию атомов на тетраэдрических позициях, однородная структура пленок становится неустойчивой по отношению к образованию нанокластеров атомами с sp^2-гибридизацией. Отжиг при температурах ~1000 К приводит к образованию неоднородных структур (нанокомпозитов), состоящих из высокотетраэдрической алмазоподобной матрицы и графитоподобных включений (см. Рис. 1). Исследована связь процесса кластерообразования с релаксацией внутренних напряжений в пленках. Показано, что образование нанокластеров происходит после полной релаксации напряжений.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО И МАГНИТНОГО ПОЛЕЙ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ И ДИСЛОКАЦИОННУЮ НЕУПРУГОСТЬ КРИСТАЛЛОВ KCl И LiF В ШИРОКОЙ ОБЛАСТИ АМПЛИТУД ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Белозёрова Э.П., Красников В.Л.

Костромской государственный технологический университет, Костромской государственный университет имени Н.А. Некрасова, Кострома, Россия

mtdepart@kstu.edu.ru

На дислокационную неупругость щёлочно-галоидных кристаллов (ЩГК) значительное влияние оказывают электрическое (ЭП) и магнитное (МП) поля. Представляет интерес сравнить влияние этих полей на дислокационную неупругость ЩГК в широкой области амплитуд относительной деформации ε_0 10^{-7}–10^{-3}. Такие исследования проведены нами на кристаллах KCl(Ca) и LiF(Mg, Ca) на частоте 80 кГц. На кривой амплитудной зависимости внутреннего трения (ВТ) $\delta(\varepsilon_0)$ обнаруживаются два пика гистерезисной природы, связанные с отрывом дислокаций от закрепляющих центров двух типов. Энергии связи этих центров с дислокацией составили 0,07 эВ и 0,62 эВ для KCl; 0,1 эВ и 1,1 эВ для LiF. Смещения колеблющихся дислокационных сегментов $\langle\xi\rangle$ при амплитудах ε_m для точек максимума кривых $\delta(\varepsilon_0)$ для KCl составили 58 Å для первого и 318 Å для второго пика. Следовательно, в области первого пика заряженная дислокация в ЩГК колеблется внутри окружающего её зарядового облака, в области второго пика – за его пределами. После прохождения второго пика ВТ снова возрастало. Это обусловлено размножением дислокаций под действием ультразвука (УЗ). Размножение дислокаций в обоих кристаллах начиналось с работы источников, локализованных в границах блоков. В KCl этот процесс контролировал размножение и при более высоких амплитудах ε_0, в то время как в LiF по мере роста ε_0 определяющим становилось размножение от концентраторов напряжений. Как ЭП, так и МП, влияли на дислокационную неупругость KCl и LiF на всех этапах действия УЗ. В области первого пика оба поля смещали амплитуду ε_m в область меньших значений ε_0 и вызывали возрастание высоты пика. Расчёт энергии связи закрепляющего центра с дислокацией по данным для первого пика показал, что в ЭП она остаётся такой же, как и для контрольного образца; при испытаниях в МП энергия связи значительно уменьшается. Так, для KCl в МП B=0,1 Т она составила 0,043 эВ. После прохождение первого пика кривые $\delta(\varepsilon_0)$ для контрольного образца и при испытаниях в ЭП плавно возрастали, стремясь к стационарному значению ВТ. Смещение $\langle\xi\rangle$ для KCl составило 93 Å, т.е. дислокация выходила за пределы облака. При испытаниях же в МП перед началом второго пика наблюдался резкий рост ВТ. Так, в LiF при B=0,2 Т ВТ возросло в 4,8 раза. Как ЭП, так и МП, смещают амплитуду ε_m второго пика в область меньших ε_0. Величины пороговых полей, вызывающих этот эффект, для KCl составили $E_п$=6,5·10^5 В/м и $B_п$=0,07 Т. Энергия связи закрепляющего центра с дислокацией, по данным для второго пика, не изменялась в ЭП и уменьшалась с возрастанием МП. Возрастание ЭП в области второго пика не изменяло самого характера амплитудной зависимости $\delta(\varepsilon_0)$, а приводило к увеличению высоты пика и его дальнейшему сдвигу в область меньших ε_0. С другой стороны, в МП $B\geq$0,1 Т для KCl и $B\geq$0,3 Т для LiF обнаруживался второй, «большой» пик, связанный со смещением и разрушением участков границ блоков. Вследствие этого в МП в KCl размножение дислокаций обеспечивалось уже не работой источников, локализованных в границах блоков, а процессом многократного поперечного скольжения; МП оказывало значительное влияние на этот процесс.

ЭФФЕКТ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТРОЙНЫХ И ЧЕТВЕРНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Белослудцева Е.С., Королев А.В., Коуров Н.И., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.

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

На двух сплавах $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$ и $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$ выполняли структурные исследования методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии in situ. Измеряли также электросопротивление, термоЭДС, магнитосопротивление, деформацию (изменение длины образцов в дилатометре или формы при изгибе на эффекты памяти формы), магнитную восприимчивость и намагниченность в широком интервале температур (2,4-400 К) и магнитных полей. Интерметаллическое соединение со структурой Гейслера Ni_2MnGa ($Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ в ат.%) и сплавы на его основе привлекают к себе пристальное внимание благодаря своим уникальным физическим свойствам. В сплавах этой системы как и в ряде других фазовым превращениям предшествует предпереходное размягчение модулей упругости и ряда фононных мод.

Последующие термоупругие мартенситные превращения определяют появление эффектов памяти формы, которые (в отличие от немагнитных сплавов других систем) в ферромагнетиках на основе $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ могут контролироваться не только температурой, напряжениями, но и внешним магнитным полем. Однако все сплавы данной системы в исходном литом поликристаллическом, а зачастую и в монокристаллическом состояниях являются чрезвычайно хрупкими, что резко ограничивает возможности их практического использования. Показано, что среди нестехиометрических ферромагнитных сплавов Ni-Mn-Ga, обладающих магнитоуправляемыми эффектами памяти формы, сплав $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$ занимает особое положение. Его температуры начала и конца прямого (M_s, M_f) и обратного (A_s, A_f) мартенситных превращений, определяющих эффекты памяти формы, а также температура Кюри T_c близки и расположены вблизи комнатной температуры. Поэтому этот сплав был более подробно изучен, как и сплав $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$, легированный четвертым компонентом, в данном случае железом.

При этом впервые сплавы были подвергнуты сверхбыстрой закалке из расплава спиннингованием, что привело к существенному уменьшению зерна (от 500 до 0.5 мкм) сплавов. Было обнаружено, что быстрая зак4алка из расплава обеспечивает существенное возрастание механической устойчивости и деформационной термоциклической прочности (до 10^3-10^4 циклов) и пластичности сплавов. В сплавах имеют место магнитный переход и каскад высокообратимых термоупругих мартенситных превращений $L2_1 \leftrightarrow 10M \leftrightarrow 14M$ и связанные с ними эффекты памяти формы. Температурный гистерезис физических свойств, наблюдаемый в окрестности их критических точек, в быстразакаленных сплавах значительно уменьшается. Напротив, мартенситное превращение в исходных литых сплавах происходит в большем интервале температур, не является полностью обратимым и, как уже отмечалось, сопровождается хрупким разрушением образцов через несколько термоциклов.

Работа выполнена при частичной поддержке проектами РФФИ №11-02-00021 и молодежным грантом УрО РАН.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ 20Х13

Бессонов Д.А.[1], Воробьев С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Коновалов С.В.[1], Громов В.Е.[1]
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Целью настоящей работы является исследование структуры поверхности предварительно закаленной стали, подвергнутой электронно-пучковой обработке. В качестве материала исследования использовали закаленную сталь 20Х13. Электронно-пучковую обработку осуществляли на установке «СОЛО». Параметры облучения: длительность импульса воздействия пучка электронов τ = 50 мкс; количество и частота следования импульсов облучения N = 3 имп. и f = 0,3 Гц; плотность энергии пучка электронов E_S = 10, 15, 20, 25, 30 Дж/см^2, среда облучения – инертный газ аргон при остаточном давлении ~0,02 Па. Исследования поверхности электронно-пучковой обработки стали осуществляли методами металлографии травленого шлифа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

В исходном состоянии исследуемая сталь являлась поликристаллическим агрегатом, в объеме зерен которого, в результате закалки, была сформирована мартенситная структура. Зерна имели неравноосную форму (средние продольный 19,8 мкм (σ = ±8,0 мкм) и поперечный 12,4 мкм (σ = ±5,0 мкм) размеры). По границам зерен наблюдаются частицы второй фазы, которые являются, предположительно, карбидами железа и хрома. Особенностью структуры стали после обработки пучком электронов с плотностью энергии E_S = 10 Дж/см^2 является присутствие по границам зерен большого количества частиц второй фазы.

При увеличении плотности энергии пучка электронов в результате высокоскоростной кристаллизации и последующего охлаждения в поверхностном слое стали формируется зеренная структура двух масштабных уровней. К первому из них отнесем зерна, размеры которых изменяются в пределах от 15 до 150 мкм; ко второму – зерна, размеры которых изменяются в пределах десятых долей – единиц микрометра. Зерна второго масштабного уровня при обработке стали электронным пучком с плотностью энергии 15…25 Дж/см^2 располагаются по границам и в стыках границ крупных зерен. С увеличением плотности энергии пучка электронов объемная доля поверхностного слоя стали, занятая зернами второго масштабного уровня, увеличивается и при $E_S \geq$ 30 Дж/см^2 достигает 95…100%. Установлено, что средние размеры зерен существенным образом зависят от плотности энергии пучка электронов: структура с максимальным средним значением размеров зерен формируется в поверхностном слое стали, облученной электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов E_S = 25 Дж/см^2. Мелкозеренная структура поверхностного слоя стали формируется при двух режимах электронно-пучковой обработки: при обработке в предплавильном режиме (E_S = 10 Дж/см^2) и в режиме плавления поверхностного слоя, соответствующем толщине расплавленного слоя ~10 мкм. Следует отметить, что как продольные, так и поперечные размеры зерен изменяются с увеличением плотности энергии пучка электронов коррелированным образом.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Бетехтин В.И., Кардашев Б.К ., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В.
УРАН Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН,С.-Петербург, Россия
E-mail: Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Рассмотрены результаты изучения ультракристаллических Al, Ti, Al+0.2%Sc, полученных в результате интенсивной пластической деформации при равноканальном угловом прессовании с различным числом проходов или винтовой (в сочетании с продольной) прокатке.

С помощью акустических измерений резонансным методом составного вибратора определялись характеристики упругой и обратимой микропластической деформации (модуль Юнга, амплитудно-независимый декремент δ и напряжение микропластического течения σ); особенность акустических экспериментов состояла в том, что при умеренных амплитудах дислокационная структура исследуемых образцов сохраняется: после акустического воздействия плотность дислокаций в металле не меняется [1]. Помимо этого модифицированным методом малоуглового рентгеновского рассеяния в ультракристаллических металлах и сплавах определялись параметры областей избыточного свободного объема (в предельном случае- нанопор), которые могли возникать в результате интенсивной пластической деформации.

В результате проведенных исследований установлено, что интенсивная пластическая деформация сопровождается уменьшением модуля упругости и ростом декремента упругих колебаний δ. Основными причинами наблюдаемого изменения упругих характеристик, как показал анализ экспериментальных данных, является повышение плотности дислокации и образование при интенсивной пластической деформации наноразмерной пористости. Зависимость модуля от степени интенсивной пластической деформации носит сложный характер: начиная с определенной деформации с увеличением числа проходов при РКУ-прессовании модуль не падает, а растет. Этот эффект можно объяснить только развитием высоких дальнодействующих внутренних напряжений, уровень которых при интенсивных пластических деформациях судя по литературным данным достаточно высокий.

Во всех случаях при интенсивной пластической деформации наблюдалась устойчивая тенденция к увеличению напряжения микропластического течения.

[1] Никаноров С.П., Кардашев Б.К. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов.-М.:Наука, 1985, 254с.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00596-а).

ПЕРВОПРИНЦИПНЫЕ РАСЧЕТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ «ТЯЖЕЛЫХ» ВНЕДРЕННЫХ АТОМОВ В МЕТАЛЛАХ

Блантер М.С.[1)], Дмитриев В.В.[1)], Рубан А.В. [2)]

[1)] Московский государственный университет приборостроения и информатики, Москва,Россия, mike@blanter.msk.ru

[2)]Королевская высшая техническая школа,Стокгольм,Швеция, a.v.ruban@gmail.com

Сильное взаимодействие растворенных внедренных атомов друг с другом существенно влияет на структуру и свойства многих металлических сплавов, в которых имеются твердые растворы внедрения (наиболее известным примером является мартенсит в сталях).Взаимодействие внедренных атомов обычно моделируется как сумма дальнодействующего деформационного и короткодействующего «химического» взаимодействий. В феноменологической теории деформационное взаимодействие обычно определяется в рамках модели Канзаки-Кривоглаза-Хачатуряна, а «химический» вклад подгоняется по экспериментальным данным по диффузии, термодинамической активности, внутреннему трению или другим свойствам. В настоящей работе энергии взаимодействия «тяжелых» внедренных атомов - кислорода и азота - в первых двенадцати координационных сферах ОЦК решетки V,Nb,Ta были определены в рамках первопринципных расчетов методом плоских присоединенных волн (PAW) с использованием пакета программ Vienna Ab-initio Simulation Package (VASP). Дальность взаимодействия определялась большим объемом счета на суперкомпьютерах и необходимостью ограничить поэтому объем расчетной модельной ячейки 128 атомами металла. В большинстве координационных сфер наблюдается отталкивание. Тестирование полученных энергий парного взаимодействия проводилось путем моделирования релаксационных максимумов Снука внутреннего трения. Оно показало, что в ОЦК металлах этой дальности взаимодействия недостаточно для адекватного описания поведения твердых растворов. Увеличение дальности до 18 сфер за счет использования энергий деформационного взаимодействия, рассчитанных на основе феноменологической модели, позволило хорошо описать влияние концентрации внедренных атомов на релаксацию Снука.

Описанное выше поведение твердых растворов внедрения в ОЦК металлах существенно отличается от поведения твердых растворов с ГПУ решеткой (Ti,Zr,Hf) [1], в которых взаимодействия в первых 7 координационных сферах уже достаточно для адекватного описания упорядочения атомов кислорода. Связано это различие, по-видимому, с тем, что в ОЦК кристаллической решетке внедренные атомы создают намного более сильные искажения и плотность расположения октаэдрических междоузлий существенно выше.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 09-02-00464а, № 10-02-00176а).

[1] A.V.Ruban,V.I.Baykov,B.Johanson,V.V.Dmitriev and M.S.Blanter,Phys.Rev.B 82,134110 (2010).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Болдин М.С., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Н.Новгород, Россия

boldin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследования влияния режимов ЭИПС (температуры спекания, скорости нагрева и охлаждения, времени изотермической выдержки, величины приложенной нагрузки) на физико-механические свойства керамики на основе Al_2O_3.

В качестве объекта исследования в работе использовался чистый (99.98%) порошок α-Al_2O_3 дисперсностью 0.85-1.0 мкм (Alfa-Aesar). Электроимпульсное плазменное спекание порошка проводилось на установке «Dr. Sinter SPS-625». Скорость нагрева варьировалась от 5 до 2500 °С/мин, время изотермической выдержки не превышало 30 минут, давление изменялось от 25 до 100 МПа. Спекание проводилось в вакууме (5 Па) и в атмосфере аргона. Температура процесса контролировалась оптическим пирометром, сфокусированным на поверхности графитовой пресс-формы с внутренним диаметром 12 мм. Анализ микроструктуры образцов проводился с помощью растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490. Твердость по Виккерсу (H_V) и трещиностойкость по Палмквисту (K_{IC}) измерялась на микротвердомере «Struers Duramin-5».

Исследование кинетики спекания показало, что консолидация порошка α-Al_2O_3 проходит в интервале температур 1260 - 1440 ^{0}C, что существенно ниже характерных температур получения Al_2O_3-керамики методом горячего прессования (T ~ 1600-1700 ^{0}C).

Анализ влияния изотермической выдержки при температуре спекания на параметры структуры и механических свойств показал, что образец керамики Al_2O_3 после изотермической выдержки при $T_{спек}$=1440 ^{0}C в течении 1 мин, имеет размер зерна d=7 мкм, плотность ~ 99.5% (ρ=3.970 г/см^3), H_V=16.7 ГПа, K_{IC} = 3.0 МПа·м$^{1/2}$. Увеличение длительности выдержки до 3 мин приводит к увеличению размера зерна до d=10 мкм, повышению плотности до 99.7% (ρ=3.978 г/см^3) и снижению твердости и трещиностойкости до H_V=16.5 ГПа и K_{IC} = 2.8 МПа·м$^{1/2}$, соответственно. Дальнейшее увеличение времени выдержки до 30 мин приводит к формированию крупнозернистой высокоплотной структуры (d=250 мкм, ρ=3.986 г/см (~99.9%)), а также к снижению H_V и K_{IC} до 15.8 ГПа и 1.1 МПа·м$^{1/2}$, соответственно.

Исследование влияния скорости ЭИПС на параметры структуры и физико-механические свойства оксида алюминия показывает, что нагрев со скоростью $V_н$= 2500 ^{0}C/мин позволяет сформировать мелкозернистую структуру (d=1.5 мкм) и получить керамику с высокими прочностными характеристиками (H_V = 20 ГПа, K_{IC} = 3.6 МПа·м$^{1/2}$).

Авторы благодарят за поддержку НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)», ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы» и программе «У.М.Н.И.К.» Фонда содействия развитию малых форм предпринимательства в научно-технической сфере

ИЗУЧЕНИЕ И АНАЛИЗ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА В ФУЛЛЕРИТАХ C_{60}

Борисова П.А., Агафонов С.С., Глазков В.П., Соменков В.А.

НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия, borisovapa@mail.ru

Механоактивация является одним из наиболее простых и распространенных методов получения наноразмерных материалов, при этом могут происходить структурными изменениями и фазовыми превращениями, зависящими от параметров процесса. Сложность процесса получения аморфных фуллеритов C_{60} связана с уже известными проблемами механоактивации (загрязнение образца материалами износа активатора и размольных тел и т.д.).

Целью настоящей работы является получение аморфной фазы C_{60} и выявление фазовых переходов, при изучении температурной эволюции молекулярной фазы аморфных фуллеритов, а также анализ чистоты эксперимента.

Методы исследования: рентгеновская и нейтронная дифракция, дифференциальная сканирующая калориметрия и рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия.

С помощью механоактивации (размола в шаровой мельнице типа Fritsch) в образце кристаллических фуллеритов C_{60} было достигнуто аморфное состояние. Показано, что температурная эволюция аморфных фуллеритов C_{60} сопровождается переходом из молекулярной фазы в атомарную. При температурах от 950 до 1400 °C в наноразмерных структурах происходит переход между стабильными состояниями: аморфным фуллеритом и аморфным графитом, через промежуточную алмазоподобную (метастабильную) или графеноподобную (квазидвумерную) фазу.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 09-02-00464а, № 10-02-00176а).

СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Cu_3Au и Cu_3Pd ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И ОТЖИГА

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

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

pushin@imp.uran.ru

Атомноупорядоченные сплавы систем медь-золото и медь-палладий относятся к классу электрорезистивных и электроконтактных материалов и поэтому при практическом применении наряду с необходимыми механическими свойствами они должны иметь пониженные регламентированные характеристики электрического сопротивления и ряда других физических свойств.

Наноструктурные материалы, как известно, обладают не только повышенными механическими свойствами, но и имеют существенные особенности диффузии (на несколько порядков более высокие коэффициенты зернограничной диффузии; в 1,5-2 раза меньшие энергии ее активации и т.п.). Это оказывает прямое воздействие на механизмы и кинетику диффузионно-контролируемых процессов, в том числе и фазовых превращений, одним из которых является атомное упорядочение. В данной работе нами была поставлена и решена задача получить максимально дефектное неравновесное разупорядоченное наноструктурное состояние в сплавах на основе Cu_3Au и Cu_3Pd, применив интенсивную пластическую деформацию кручением (ИПДК) под высоким давлением, а затем подвергнуть их отжигам на упорядочение, варьируя температуру и длительность, чтобы реализовать в упорядоченных сплавах различные, релаксированные на разную степень наноструктурные состояния, как нанокристаллические, так субмикрокристаллические. Исследования выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгенографии, измерений твердости и электрического сопротивления.

В результате выполненных исследований были впервые получены наноструктурные атомноупорядоченные сплавы на основе Cu_3Pd, используя ИПДК под высоким давлением в интервале (6-9) ГПа и отжиг. Обнаружен эффект существенного ускорения кинетики атомного упорядочения и эффективной диффузии при отжиге (время полного атомного упорядочения сократилось более чем в 1000 раз) в условиях сохранения наномасштаба зерен в сплавах.

В сплавах атомноупорядочивающихся и дисперсионно твердеющих Cu_3Au + 4% Ag и нестехиометрических промышленных сплавах проб 583 и 585 наблюдался эффект торможения роста нанозерен при отжиге за счет барьерного действия дисперсных выделений. Существенные изменения претерпела также доменная микроструктура сплавов вследствие изменения механизма атомного упорядочения. Так, обнаружено, что в наносплавах Cu_3Pd практически отсутствуют С-домены, а периодическая структура антифазных доменов является столбчатой (взамен слоистой в исходном микро- и монокристаллическом состоянии). Данный способ может быть эффективно использован для получения высокопрочных наноструктурных резистивных и электроконтактных материалов.

КРИТИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ И ПРОБЛЕМА ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В СТАЛЯХ СПЛАВАХ

Васильев Л.С.
ФТИ УрО РАН, г. Ижевск, Россия. E-mail: VasilyevLS@yandex.ru

При механических испытаниях сталей и сплавов вязко-хрупкий переход фиксируется как резкое и значительное изменение пластических и прочностных свойств материала при варьировании температуры в достаточно узком интервале. Это явление широко распространено и может проявляться в различных условиях, например, как низкотемпературный вязко-хрупкий переход в сталях и сплавах при температурах $T \approx [150 \div 250]$ К, хладноломкость сталей $T \approx [250 \div 400]$ К, обратимая и необратимая отпускная хрупкость сталей $T \approx [650 \div 900]$ К, красноломкость сталей: $T \approx [1000 \div 1200]$ К, околосолидусная хрупкость сталей $T \approx [1600 \div 1800]$ К, адсорбционная потеря прочности (эффект Ребиндера) $T \approx [250 \div 1000]$ К, обратимая водородная хрупкость сталей $T \approx [200 \div 700]$ К и т.п.

При вязко-хрупком переходе в твердых растворах экспериментально наблюдаются следующие особенности физико-механического поведения материалов.

1. Предельно малый запас пластичности: разрушение протекает вблизи предела упругости
2. Высокий уровень сопротивления движению дислокаций: резкий рост упрочнения металла при неизменной структуре материала
3. Аномальное поведение разрушающего напряжения: наблюдаются провалы напряжения разрушения.
4. Существование двух температур перехода: раздельное охрупчивание материала вблизи межкристаллитных границ и в объеме.
5. Аномально большой разброс экспериментальных данных по физическим свойствам материалов (ударная вязкость, предел пластичности и т.п.).
6. Аномальное поведение кинетических характеристик электронной подсистемы металла при неизменной структуре материала (аномалии удельного электрического сопротивления, величины эффекта Холла и т.п.).
7. Аномальное поведение термодинамических характеристик металлов при неизменной структуре материала (аномалии теплоемкости, коэффициента теплового расширения и т.п.).
8. Вязко-хрупкий переход наблюдается преимущественно у переходных металлов с ОЦК структурой (Fe, Cr, Mo, W) и их сплавов.

Имеется множество теорий, авторы которых, исходя из различных концепций, пытались дать объяснение отдельно некоторым из перечисленных выше свойств этого явления, игнорируя остальные свойства. По существу это означает, что последовательной теории вязко-хрупкого перехода в металлических твердых растворах в настоящее время не существует.

Между тем из экспериментов известно, что многие стали и сплавы, испытывающие вязко-хрупкий переход при низких и средних температурах, имеют склонность к процессам распада. Исходя из этого, в работе предложена гипотеза, состоящая в том, что вязко-хрупкий переход является следствием критического поведения твердых растворов, возникающего вблизи спинодали расслоения.

Последовательный теоретический анализ экспериментальных данных показывает, что в рамках предлагаемой гипотезы удается объяснить все наблюдаемые свойства металлов в интервале температур вязко-хрупкого перехода.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМАХ С ВНУТРЕННИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ

Власов Н.М.

Региональный образовательный научный центр Московского государственного открытого университета, Подольск, Россия, chelyapina@pochta.ru

Фазовые превращения в окрестности структурных дефектов обусловлены их взаимодействием с примесными атомами. Потенциал взаимодействия атома примеси с полем напряжений структурного несовершенства определяется соотношением [1]

$$V = -\frac{\sigma_{ll}}{3}\delta\upsilon, \tag{1}$$

где σ_{ll} - первый инвариант тензора напряжений структурного дефекта, $\delta\upsilon$ - изменение объема кристалла при размещении атома примеси. Для $\sigma_{ll}>0$ и $\delta\upsilon>0$ потенциал V принимает отрицательное значение. Это соответствует притяжению примесного атома к области растягивающих напряжений и его вытеснению из области напряжений сжатия. Если концентрация атомов примеси в окрестности структурного дефекта превышает предел растворимости при данной температуре, то образуются зародыши новой фазы. Кинетика роста зародыша новой фазы в окрестности структурных дефектов с разной сингулярностью определяется из решения следующей задачи [2]

$$\begin{gathered}\frac{1}{D}\frac{\partial C}{\partial T} = \Delta C + \frac{\nabla(C\nabla V)}{kT},\\ C(R_1,t)=C_p\ (0<t\le\infty),\ C(r,0)=C_0\ (r\ge R_0),\ C(R,t)=C_0\ (0<t\le\infty),\\ (C_p - C_1)\frac{dR_1}{dt} = D\left(\frac{\partial C}{\partial r} + \frac{C}{kT}\nabla V\right)r = R_1,\end{gathered} \tag{2}$$

где D – коэффициент диффузии атомов примеси, k - постоянная Больцмана, T – абсолютная температура, R_0 – радиус зародыша новой фазы, 2R – среднее расстояние между структурными дефектами, R_1 – текущий радиус новой фазы. Скорость перемещения границы новой фазы находится из уравнения массового баланса на межфазной границе.

Решение уравнения диффузии задачи (2) для разных потенциалов V представляет определенные математические трудности. Однако для исследования начальной стадии фазового превращения можно не учитывать градиент концентрации атомов примеси, а ограничиться только градиентом потенциала V. Такой подход неоднократно использовался для разных структурных несовершенств [3]. В уравнении диффузии не учитывается слагаемое ΔC, что приводит к дифференциальному уравнению первого порядка для определения примесных интеграций. В предлагаемой работе начальная стадия фазового превращения достаточно просто находится из уравнения массового баланса задачи (2) без решения уравнения диффузии.

1. К.Теодосиу. Упругие модели дефектов в кристаллах. Пер. с англ., М.: Мир, 1985, 351с.
2. Н.М.Власов, В.А.Зазноба. Фазовые превращения в окрестности тройных стыков специальных границ зерен. Доклады РАН, 1998,т.363, №4, с.472-474.
3. Y.T.Chou, R.S.Wu and R.P.Wei. Time-dependent Flow of Solute Atoms near a Crack Tip/ Script a Metallurgical, 1978, vol.12, pp, 249-254.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛА YAG:Cr^{3+}

Гармаш В.М.[1,2], Кирилин Р.В.[1], Сысоев А.А.[1,2]
[1]*НИТУ МИСиС, г. Москва, Россия, romira_as@mail.ru*
[2]*НПО «Полюс», г. Москва, Россия.*

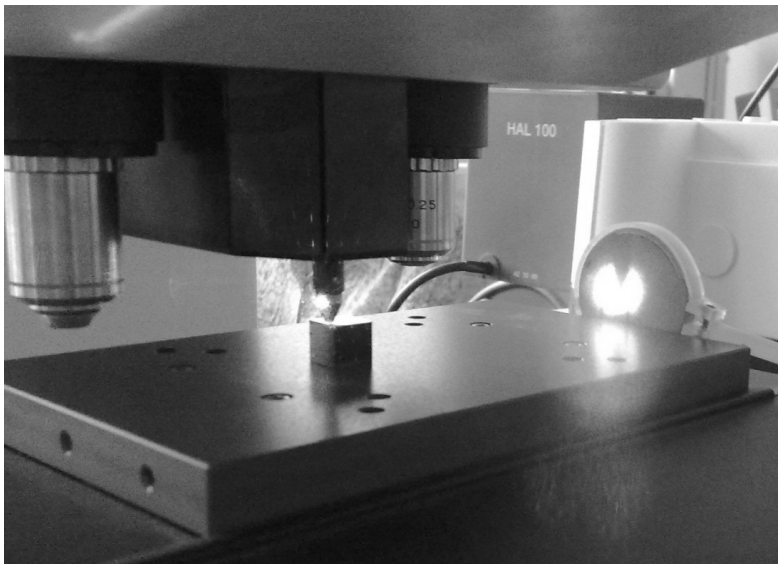
С момента появления электроники прослеживается тенденция миниатюризации и удешевления ее компонентов и готовых устройств, а так же к уменьшению их энергопотребления. Данные аспекты не обошли стороной такую область, как проектирование и производство лазерного оборудования.

В докладе будет представлен обзор результатов исследования оптических и механических свойств кристалла YAG:Cr^{3+}, основным применением которого, на сегодняшний день, является пассивный лазерный затвор (ПЛЗ) твердотельных лазеров на длине волны 1064 нм. Преимуществами ПЛЗ является то, что с помощью него можно получить мощный моноимпульс длинной от 10 до 20 нс, без приложения к кристаллу затвора какого-либо воздействия. Таким образом, конструкция лазера сильно упрощается, так как не требуется оборудование для управления лазерным затвором, а так же отсутствуют какие-либо затраты электроэнергии на осуществление данного управления. Основным недостатком такого ПЛЗ является статистическое появление импульса в интервале времени 0,5 мкс.

Результаты, представленные в данном докладе получены в контексте комплексного исследования свойств кристалла YAG:Cr^{3+}. В работе приведены данные, являющиеся результатами исследований механических (микротвердость) свойств кристалла. Они объясняются с точки зрения структуры кристалла YAG:Cr^{3+}. Основная цель данной части работы – показать, что существует связь между оптическими и механическими свойствами кристалла.

Что касается актуальности темы доклада, то ее невозможно рассматривать в отрыве от основной задачи того комплекса работ, который направлен на изучение зависимостей свойств кристалла YAG:Cr^{3+} от внешних воздействий.

Конечной целью данных исследований является получение возможности управления временными характеристиками пассивного лазерного затвора (ПЛЗ), выполненного на кристалле YAG:Cr^{3+}.



ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И ХИМИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ ТЕКСТУРОВАННЫХ ЛЕНТ ПОДЛОЖЕК ДЛЯ ВТСП ЗА СЧЕТ ЛЕГИРОВАНИЯ НИКЕЛЯ РЕНИЕМ

Гервасьева И.В.[1], Родионов Д.П.[1], Хлебникова Ю.В.[1], Ермаков А.В.[2]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
[2]ЗАО «Уралинтех», Екатеринбург, Россия
Yulia_kh@imp.uran.ru

Текстурованные ленты-подложки из сплавов на основе никеля должны обладать рядом необходимых свойств для возможности производства длинных лент, обеспечения высокой степени совершенства кубической текстуры для эпитаксиального нанесения буферных и сверхпроводящего слоев, предотвращения окисления ленты в результате осуществления этого процесса при высоких температурах и, по возможности, снижения высоких ферромагнитных свойств чистого никеля для получения максимальных значений критического тока в многослойной композиции ВТСП.

В предыдущих работах авторами изучены процессы образования текстуры и формирования свойств в сплавах никеля с рядом d-переходных металлов. Установлены критерии, позволяющие оценить возможность получения в лентах за счет легирования достаточно высокий уровень прочностных свойств при сохранении в результате холодной прокатки с высокими степенями обжатия текстуры деформации типа меди, а при первичной рекристаллизации – острую кубическую текстуру.

В настоящей работе исследованы сплавы никеля с рением. По устойчивости к действию большинства химических реагентов рений приближается к платиновым металлам. Температура плавления рения (3180ºС) ниже температуры плавления вольфрама (3420ºС). Это дает экономию энергии при выплавке сплава. Изучены пределы легирования никеля рением для получения высокой степени совершенства кубической текстуры в лентах-подложках, а также прочностные и магнитные свойства.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов УрО РАН_ОФИ № 11-2-12-ДМУ.

Физика пластической деформации нанокристаллических сплавов

А.М. Глезер

Институт металловедения и физики металлов
ГНЦ «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва., Россия
a.glezer@mail.ru

Детально проанализированы структурные механизмы пластической деформации в аморфных, нанокристаллических и аморфно-наноккристаллических сплавах. Предложена новая структурная классификация нанокристаллов с позицій деформационного поведения. Предложено разделить размерный ряд нанокристаллов на три группы: «большие», «средние» и «малые», в которых доминируют различные механизмы пластической деформации, определяемые преобладающим элементом структуры (собственно кристаллами, границами зерен или тройными стыками зерен соответственно). Предполагается, что в «больших» нанокристаллах деформация имеет дислокационную природу. В «средних» нанокристаллах процесс пластического течения всегда начинается с зернограничного микропроскальзывания, которое аналогично процессу формирования пластического сдвига в аморфной матрице. Рассчитана температурная зависимость напряжения сопротивления зернограничному микропроскальзыванию. Проведено сравнение полученных результатов с экспериментальными данными и показано хорошее согласие между ними.. Разработана модель пластической деформации «малых» нанокристаллов как эволюции пространственной сетки дисклинаций, расположенных в тройных стыках зерен. Пластическая деформация осуществляется в результате пластических поворотов зерен, рассогласование поворотов которых вызывает зарождение частичных дисклинаций в стыках межзеренных границ. Сделано заключение, что нарушение зависимости Холла-Петча является следствием доминирующей роли недислокационных мод при переходе к нанометрическому масштабу размеров зерна. Подчеркивается то обстоятельство, что при переходе от «больших» к «средним» и к «малым» нанокристаллам необходимо рассматривать не изменение определенных параметров в соотношении Холла-Петча, а перейти к рассмотрению принципиально нового соотношения, основанного на недислокационных механизмах пластической деформации в «средних» и «малых» нанокристаллах.

Проанализировано структурное состояние сплавов, формирующееся в процессе перехода расплава в кристаллическое состояние при закалке из расплава в условиях эффективного теплоотвода и резкого снижения температуры. Показано, что образующаяся при этом ультрадисперсная кристаллическая структура обладает спецификой атомного строения и уникальными прочностными свойствами, заметно превосходящими аналогичные характеристики тех же сплавов как в аморфном, так и в кристаллическом состояниях.

В аморфно-нанокристаллических сплавах, содержащих до 30-40 % сферических нанокристаллов, статистически расположенных в аморфной матрице, обнаружено аномальное снижение значений прочности с уменьшением размера наночастиц менее 60-70 нм, что связано, по-видимому, с превышением толщины полос сдвига, распространяющихся в аморфной матрице, над размером наночастиц. Проведен анализ возможных вариантов взаимодействия полос сдвига с нанокристаллическими частицами. Высказано предположение, что существует четкая связь между размером частиц и конкретным механизмом этого взаимодействия.

Рассмотрена физическая природа процессов нанокристаллизации при мегапластической деформации аморфних сплавов. Показано, что основними причинами нанокристаллизации являются локальное повышение температуры и наличие высокой концентрации избыточного свободного объема в полосах сдвига, распространяющихся в аморфной матрице.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКРИСТАЛЛОВ С ПОМОЩЬЮ ИНЖЕНЕРИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Глезер А.М. [1,2], Шурыгина Н.А. [1,2], Пермякова И.Е. [1], Блинова Е.Н. [1], Усеинов С.С. [3], Фирстов С.А. [4]

[1] ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия; [2] ГОУ ВПО «МГУПИ», Москва, Россия, [3] ФГУ ТИСНУМ, Троицк, Россия, [4] Институт проблем материаловедения им. Францевича НАН Украины, Киев, Украина

shnadya@yandex.ru

Для кристаллических материалов предел текучести σ_t связан с размером зерна d соотношением Холла-Петча ($\sigma_t = \sigma_0 + k\, d^{-1/2}$). Во многих экспериментальных работах обнаружено, что в нанометровом диапазоне размера зерна наблюдаются отклонения от стандартной зависимости Холла-Петча. Такая аномальная зависимость при d < 15-20 нм является следствием изменения структурного механизма пластического течения – с классического дислокационного механизма на зернограничное микропроскальзывание, которое осуществляется тем легче, чем меньше размер зерен.

Зернограничное микропроскальзывание реализуется наиболее эффективно в нанокристаллических материалах с аморфными зернограничными прослойками, полученных контролируемым отжигом аморфного состояния. Подобные прослойки рассматриваются как «размытые» границы зерен. Деформация подобной структуры осуществляется по аморфным прослойкам путем образования и распространения в них локализованных полос сдвига.

Целью данной работы явилась попытка повысить твердость нанокристаллического сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в нанометровом диапазоне размера зерна путем инженерии границ зерен: ввведения в границы зерен «полезных» примесей (атомов бора) для торможения зернограничного проскальзывания. Объектами исследования являлись образцы двух исходно аморфных сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Ti_{49}Ni_{24}Cu_{24}B_3$, полученных методом спиннингования расплава (ширина лент 5 мм, толщина 20-25 мкм). Аморфно-нанокристаллическое состояние получали путем контролируемого отжига в вакууме ленточных образцов при постоянной температуре в интервале 440-470^{0}С в течение от 10 до 60 минут. Измерения механических свойств (твердость HV и приведенный модуль Юнга E*) проводилось на сканирующем нанотвердомере «Нано Скан-3D» методом измерительного динамического индентирования.

Сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ кристаллизуется гомогенно с образованием зерен B2-фазы. В сплаве $Ti_{49}Ni_{24}Cu_{24}B_3$ при кристаллизации бор вытесняется на границы зерен и тормозит процесс роста кристаллов B2-фазы. При исследовании этого сплава в нанокристаллическом состоянии методом ПЭМ по границам зерен наблюдаются наночастицы борида титана размером 5-7 нм.

Установлено, что в сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при d > 80 нм наблюдается размерная зависимость HV = f (D), аналогичная соотношению Холла-Петча, при d < 60-70 нм обнаружено аномальное снижение значений *HV*, максимальное значение HV (6,5 ГПа) наблюдается при d=60 нм. В сплаве $Ti_{49}Ni_{24}Cu_{24}B_3$ происходит существенное упрочнение материала при размере зерна 20 нм (значение *HV* достигает 8,5ГПа) по сравнению с аморфным состоянием (HV=3,5ГПа). Нормированная твердость H/E* составляет 0,125, что соответствует близкому к предельному (теоретическому) значению H/E* (0,133) для материала такого структурного типа [1].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. С.А. Фирстов, Т.Г. Рогуль. Теоретическая прочность и теоретическая твердость // Деформация и разрушение материалов, №5, 2011.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ И ПРОЦЕССЫ УПРОЧНЕНИЯ В ГЦК МАТЕРИАЛАХ

Голосова Т.Н., Старенченко В.А., Гернштейн Г.

Известно, что при пластической деформации кристаллические материалы насыщаются дислокациями и прочими дефектами, что приводит к возникновению дефектных структур и упрочнению материалов.

Хиртом было показано, что при взаимодействии дислокаций в зависимости от вектора Бюргерса и плоскости скольжения дислокаций получается разный результат взаимодействия: дислокационное соединение, дислокационный барьер, аннигиляция дислокаций, пересечение дислокаций с образованием порогов и перегибов. В свою очередь дислокационные барьеры делятся на барьеры Хирта и барьеры Ломер-Котрелла, а образованное дислокационное соединение может служить источником дислокаций типа Франка-Рида в плоскости, отличной от плоскости скольжения реагирующих дислокаций.

При заданной оси деформации часть систем скольжения оказывается не напряженными, ввиду чего данные виды взаимодействия дислокаций реализуются в большей или меньшей степени. Например, образуется меньше дислокационных барьеров какого-либо типа.

В работе для ГЦК материалов проведен анализ процентного вклада дислокационного взаимодействия каждого типа по отношению ко всем возможным для оси деформации [001]. Анализ показывает, что в начале деформации, когда кристалл мало насыщен дислокациями ($\rho = 10^8$-10^9 см$^{-2}$), из 36 возможных вариантов взаимодействия дислокаций, скользящих в двух плоскостях сдвига, для каждой пары взаимодействующих плоскостей реализуется 16 вариантов, у которых для обеих взаимодействующих дислокаций фактор Шмида для направления вектора Бюргерса не равен нулю.

Без образования дислокационных соединений происходит более 25% дислокационных взаимодействий. К барьерам Хирта приводят в зависимости от ориентации плоскостей взаимодействующих дислокаций 25-50% дислокационных взаимодействий. Барьеры Хирта расположены вдоль направлений, пересекающих ось деформации кристалла под углом 45 градусов.

Барьеры Ломер-Коттрелла образуются в 25% дислокационных взаимодействий. Это дислокационные соединения с плоскостями скольжения, отличными от плоскостей скольжения реагирующих дислокаций и неподвижные при данной ориентации оси деформации, так как фактор Шмида для системы их скольжения равен нулю. Показано, что в зависимости от расположения плоскостей скользящих дислокаций дислокационные барьеры образуются в 50% возможных взаимодействий. Проведен анализ ориентации барьеров по отношению к оси деформации.

Взаимодействия не реагирующих дислокаций, состоящие в пересечении дислокаций друг друга с образованием порогов, приводят к смещению плоскости скольжения движущейся дислокации на вектор Бюргерса «лесной» дислокации в параллельную плоскость. Такие дислокационные взаимодействия приводят к распространению дислокационного скольжения в плоскости, параллельные плоскости скольжения исходной дислокации, локализации скольжения в группе близкорасположенных параллельных плоскостей. Рассмотрены количественные характеристики сдвига скольжения при взаимодействии не реагирующих дислокаций для оси деформации [001].

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛИ 08Х18Н10Т

Горбунов С.В.[1], Воробьев С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Пономарева М.В.[1], Коновалов С.В.[1], Громов В.Е.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Известно, что состояние поверхностного слоя материала оказывает определяющее влияние на многие физико-механические характеристики. Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка, обеспечивающая создание в поверхностном слое условий образования неравновесных структурно-фазовых состояний. В связи с этим целью работы являлся анализ закономерностей преобразования структуры и фазового состава поверхностного слоя стали 08Х18Н10Т, обработанной электронным пучком в субмиллисекундном диапазоне времени воздействия и разрушенной в результате многоцикловых усталостных испытаний.

Исследования структурно-фазового состояния стали осуществляли методами оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии.

Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Напряжение циклической нагрузки – 20 МПа, частота нагружения – 20 циклов/с, температура испытания – 296 К, число циклов перед разрушением стали ~$6{,}2\cdot10^5$. Отметим, что образцы стали, не обработанные электронным пучком (исходное состояние), были разрушены после ~$1{,}8\cdot10^5$ циклов нагружения. Выявлено увеличение в ~3,5 раза усталостной долговечности модифицированной электронным пучком стали 08Х18Н10Т.

Установлено, что одной из причин повышения усталостной долговечности облученной стали является измельчение зеренной и субзеренной структуры, растворение частиц карбидной фазы в поверхностном слое, инициированное электронно-пучковой обработкой. Показано, что разрушение обработанной электронным пучком стали 08Х18Н10Т в результате многоцикловых усталостных испытаний может являться следствием образования ε- и α-фаз, вдоль границ раздела которых с γ-фазой наблюдается формирование высокого уровня полей напряжений, релаксирующих путем образования микротрещин

Интересно отметить, что электронно-пучковая обработка и последующее усталостное нагружение стали приводит к формированию в материале внутренних полей напряжений, которые проявляются в виде изгибных экстинкционных контуров, максимальное количество которых наблюдается в слое стали, расположенном на расстоянии ~10 мкм от лицевой поверхности образца. Следовательно, на данной глубине присутствует максимальное количество источников внутренних полей напряжений. На этом же расстоянии от лицевой поверхности образца выявляются контуры с относительно малыми поперечными размерами. Следовательно, на глубине ~10 мкм в исследуемом материале формируется слой, характеризующийся повышенной концентрацией источников внутренних полей напряжений с относительно высоким уровнем их амплитуды.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ АНТИФЕРРОМАГНЕТИКА НА ПРОЦЕССЫ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ОБМЕННО-СВЯЗАННОЙ С НИМ ФЕРРОМАГНЕТНОЙ ПЛЕНКИ

Горнаков В.С., Никитенко В.И.
Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия, gornakov@issp.ac.ru

Отличительными особенностями тонкопленочной двухслойной структуры, состоящей из обменно-связанных антиферромагнетика (АФМ) и ферромагнетика (ФМ), являются смещение и уширение петли гистерезиса ферромагнетика. Доменная структура и процессы перемагничивания ФМ слоя в таких АФМ/ФМ материалах наиболее чувствительны к несовершенству межфазной поверхности и к дефектам в прилегающем к ней антиферромагнитном слое. Наиболее существенными из них являются дислокации, создающие медленно убывающие дальнодействующие поля напряжений, которые благодаря магнитоупругим взаимодействиям в значительной степени определяют распределение намагниченности и характеристики процесса перемагничивания монокристаллических магнетиков, и топологически стабильные доменные границы (ДГ), формирующиеся в антиферромагнетике в процессе его охлаждения ниже температуры Нееля. Однако влияние дислокаций и ДГ в АФМ слое на свойства таких тонкопленочных нанокомпозитных гетерофазных магнитных материалов, в которых определяющую роль играют поверхности раздела, не изучено. В настоящей работе представлены результаты экспериментального изучения влияния этих дефектов на доменную структуру и процесс перемагничивания в таких двухслойных материалах.

С использованием метода магнитооптических индикаторных пленок были изучены как монокристаллические NiO(50 нм)/NiFe(10 нм) и NiO(50 нм)/Co(10 нм), так и поликристаллические FeMn(30 нм)/NiFe(16 нм) и FeMn(10 нм)/FeMnC(15 нм) гетероструктуры. Первые были выращены ионно-лучевым распылением на монокристаллической подложке (001) MgO в присутствии внешнего, поля H = 300 Э, обеспечивающего однонаправленную анизотропию вдоль [100] (или [110]) в плоскости образца и содержали краевые и винтовые дислокации. Было показано, что они играют решающую роль в формировании зародышей новой фазы и торможении ДГ. Детально исследованы процессы переориентации спинов, локализованных вблизи плоскостей скольжения дислокаций. Обнаружено, что в обменно связанном пермаллое намагниченность, локализованная вблизи плоскостей скольжения краевых дислокаций, всегда направлена под углом $\pm 45^{o}$ к этим плоскостям независимо от ориентации однонаправленной анизотропии в бездефектной области кристалла. Установлено, что при перемагничивании в этих областях формируются необычные квази-одномерные домены, обусловленные обменным взаимодействием на межфазной поверхности. Поликристаллические образцы были приготовлены магнетронным распылением на буферном слое Cu(30 нм), нанесенном, в свою очередь, на окисленную на воздухе подложку Si(100). В результате процедуры размагничивания ФМ слоя в убывающем переменном магнитном поле при температуре, превышающей температуру Нееля АФМ слоя, и последующего охлаждения таких гетероструктур до комнатной температуры, в антиферромагнетике были сформированы топологически стабильные доменные границы, являющиеся частью гибридных ДГ. Другая их часть состояла из ФМ участков. Показано, что сформированные таким образом в АФМ слое топологические магнитные дефекты являются источником обменных спиновых пружин Маури при перемагничивании ФМ слоя.

АНАЛИЗ ЯВЛЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО СМАЧИВАНИЯ В СПЛАВАХ Zn–Al И Zr–Nb

Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Кучеев Ю.О., Семенов В.Н.
Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
E-mail: alenahas@issp.ac.ru

Впервые явление зернограничного твердофазного смачивания подробно было исследовано в системе цинк–алюминий (Zn–5 масс.% Al). Основные результаты по данной системе: во-первых, морфология фазы Al на границах зерен фазы Zn/Zn изменяется с ростом температуры (вторая твердая фаза образует либо цепочку отдельных линзоподобных включений, либо непрерывные однородные прослойки, либо граница зерен может оставаться «сухой»); во-вторых, доля смоченных границ зерен изменяется с ростом температуры; в-третьих, температура перехода смачивания различна для границ зерен с различной энергией [1, 2]. Сплав на основе цинка представляет большой интерес, т.к. в наших лабораторных условиях мы можем исследовать не только поликристаллические образцы, но и бикристаллы. Это позволило нам подробно исследовать зависимость энергии границы от температуры перехода смачивания.

С прикладной точки зрения интерес вызвали сплавы на основе циркония. Сплавы циркония широко используются в ядерных реакторах, из-за их высокого сопротивления коррозии. Цирконий является чрезвычайно удачным материалом благодаря легкости эксплуатационного приготовления, хорошей пластичности, сопротивлению радиационному повреждению, низкому термическому захвату нейтронов и превосходному коррозионному сопротивлению.

Была исследована микроструктура поликристаллических сплавов Zr–Nb с содержанием ниобия 1 масс.%, 2,5 масс.%, 4 масс.% и 8 масс.% в температурном интервале от 620 до 863°C. Экспериментально показано, что поведение в системе цирконий–ниобий подобно поведению сплава цинк–алюминий, но есть одно существенной различие. В сплаве на основе цинка доля смоченных границ зерен растет с ростом температуры, в то время как в сплаве на основе циркония данная зависимость имеет куполообразный вид.

1. Straumal B.B., Khruzhcheva A.S., Lopez G.A. “Wetting by solid state” grain boundary phase transition in Zn-Al alloys // Rev. Adv. Mater. Sci. - 2004. - V.7. - P. 13-22.
2. Страумал Б.Б., Горнакова А.С., Лопес Г. “Смачивание” границ зерен второй твердой фазой в поликристаллах Zn–Al и бикристаллах Zn раствором на основе Al // Известия РАН. Серия Физическая. - 2005. - Т. 69. - № 9. - С. 1312 - 1318.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00294).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, СОДЕРЖАЩИХ КОГЕРЕНТНЫЕ И НЕКОГЕРЕНТНЫЕ ЧАСТИЦЫ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, olya_dan@mail.ru

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

Для исследуемого сплава Al-6%Zn-3%Mg характерно то, что в процессе термической обработки (старения) существенно меняются характеристики матрицы и дисперсных частиц, тогда как исходная дислокационная субструктура остается неизменной. Это дает возможность исследовать влияние объемной доли частиц, их размеров, свойств матрицы, характера связи между частицами и матрицей на закономерности формирования зон сдвига.

При исследовании дислокационной субструктуры сплава, находящегося в различных состояниях, деформированного как сжатием, так и растяжением, определялась плотность дислокаций (средняя и избыточная), строились диаграммы субструктур. Изучение деформационного рельефа проводилось в опытах с непрерывными и дополнительными деформациями; определялись количественные характеристики следов скольжения (длина, мощность сдвига, расстояния между следами и т. д.), причём для тонких и грубых следов характеристики находились отдельно.

Кроме экспериментальных исследований были использованы методы математического моделирования пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов, а именно, проведены модельные исследования явления локализации кристаллографического скольжения в зоне сдвига. Были предложены различные механизмы локализации в зависимости от соотношения масштабных характеристик упрочняющей фазы (размера, формы частиц, расстояния между ними) и начальной плотности дислокаций.

Результаты экспериментальных исследований показали, что формирование зон сдвига в исследуемом сплаве сопровождается появлением большого количества точечных дефектов вблизи этих зон, что вызывает образование в состаренном сплаве разупрочнённых областей, а в закалённом – упрочнённых.

Экспериментально установлено, что если сплав Al-6%Zn-3%Mg подвергается достаточно длительному старению, а деформации не превышают 0,07, то средний размер зон сдвига на порядок меньше среднего размера субзерна. Таким образом, серии дислокационных петель, испускаемых источником, не пересекают границ субзерен, на которых присутствуют достаточно крупные некогерентные частицы, т.е. образование зон сдвига происходит в пределах субзерен.

Экспериментальные исследования также показали, что и в закаленном, и в состаренном сплаве при любом виде нагружения при степенях деформации, не превышающих 0,02, реализуется стадия элементарного скольжения. В интервале деформаций от 0,02 до 0,07 наблюдается стадия локализованного скольжения. И тот, и другой сценарий развития процесса скольжения предсказывается математической моделью.

ПЕРВОЕ НАБЛЮДЕНИЕ В ЧИСТОМ МЕТАЛЛЕ БЛОКИРОВКИ ДИСЛОКАЦИЙ БЕЗ ПОМОЩИ ВНЕШНЕГО НАПРЯЖЕНИЯ

Гринберг Б.А., Иванов М.А., Власова А.М.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия, bella@imp.uran.ru
Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАНУ, Киев, Украина, maivanov@ukr.net

Эффект автоблокировки, предсказанный теоретически, а затем наблюдаемый в интерметаллидах, впервые обнаружен в чистом металле, а именно в магнии. Монокристаллы магния обладают температурной аномалией предела текучести $\sigma_y(T)$, если их ось параллельна оси **c**. Для таких монокристаллов были проведены: пластическая деформация с заданной скоростью при температуре выше температуры пика $\sigma_y(T)$ (которая близка к 100ºC) и последующий нагрев без нагрузки. Исходная дислокационная структура состоит из криволинейных (**c+a**) дислокаций (рис. 1а). Доказательством автоблокировки является вытягивание вдоль выделенного направления и наблюдение прямолинейных дислокаций после нагрева без нагрузки. Выделенными являются направления типа $<1\bar{1}00>$, параллельные линиям пересечения плоскостей пирамиды II рода $\{1\,1\bar{2}2\}$ и плоскости базиса. В плоскости базиса три таких направления и угол между ними 60º. На рис. 1б видны прямолинейные (**c+a**) дислокации, которые являются краевыми, поскольку их векторы Бюргерса перпендикулярны направлениям $<1\bar{1}00>$ их осей.

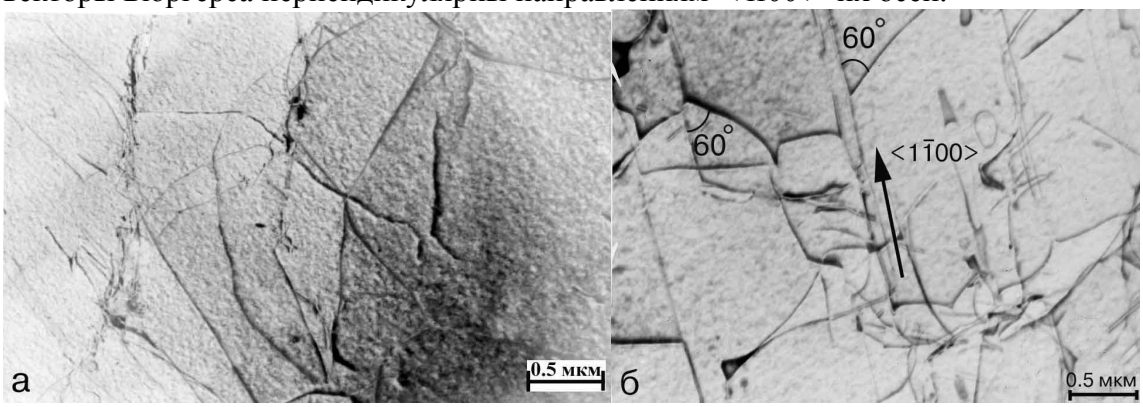


Рис. 1. ТЭМ изображение (**c+a**) дислокаций; а - после деформации; б - заблокированные после нагрева без нагрузки (плоскость фольги параллельна плоскости базиса)

Два эффекта - температурная аномалия $\sigma_y(T)$ и автоблокировка дислокаций – имеют единую природу: двухдолинный потенциальный рельеф дислокации. Предложена модель двухдолинного рельефа в Mg. Мы полагаем, что мелкие долины – это долины Пайерлса в плоскости пирамиды II рода. Погружение в глубокие долины связано с расщеплением (**c+a**) краевого сегмента в плоскости базиса или размазыванием (spreading) его ядра. Выяснена причина, почему такие сегменты являются заблокированными. Показано, что барьер, разделяющий глубокую и мелкую долины, представляет собой стянутую форму (**c+a**) дислокации.

Именно разность между глубинами указанных долин обеспечивает необходимую движущую силу для автоблокировки. При этом дислокация должна преодолеть барьер, разделяющий долины, причем без помощи внешнего напряжения. Однако, время перехода в глубокую долину, в принципе, может оказаться настолько большим, что в отсутствии внешнего напряжения дислокация за время наблюдения не успевает перейти в глубокую долину. Поэтому обнаружение эффекта автоблокировки в Mg не было очевидным, несмотря на наличие температурной аномалии $\sigma_y(T)$.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ СТАЛЬНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК, НАГРУЖАЕМЫХ ВЗРЫВОМ

Е.Ф.Грязнов

г. Москва, МГТУ им. Н.Э.Баумана

Взрывное нагружение оболочек – один из наиболее интересных способов исследования механических свойств материалов в диапазоне скоростей деформаций $10^4 \ldots 10^6$ $с^{-1}$. Исследованию пластичности металлических оболочек, нагружаемых взрывом, посвящено большое количество известных работ, в большинстве из которых отмечается заметное повышение уровня пластичности в динамических условиях: увеличение скорости деформаций при взрывном нагружении приводит к росту деформации разрушения [1]. В [2] показано, что при скорости деформаций примерно 10^4 $с^{-1}$ в стальных оболочках достигается максимум деформации разрушения, названный пиком пластичности.

В качестве характеристики пластичности в известных работах использовался радиус разрушения оболочек, который определялся экспериментально с применением высокоскоростной оптической съемки, или рентгеноимпульсной регистрации процессов. Радиус разрушения фактически эквивалентен одной из стандартных характеристик пластичности – относительному удлинению, то есть характеристике, являющейся нестабильной и существенно зависящей от размеров образца. Сравнительное обобщение практически всех известных работ, в которых за критерий оценки пластичности принято относительное удлинение, показало, что у многих металлов действительно наблюдается заметное повышение уровня пластичности по сравнению с исходными (статическими) значениями, причем данная тенденция наиболее ярко выражена у хрупких металлов. Однако, если за критерий пластичности принять другую стандартную характеристику – относительное сужение, которая определяется по толщине фрагментов, то наблюдается обратная тенденция: уровень динамического относительного сужения заметно ниже статического.

Для объяснения причин столь явных противоречий в оценке результатов исследований динамических характеристик пластичности в настоящей работе проведены экспериментальные исследования влияния параметров нагружения и исходных свойств ряда сталей на динамические характеристики относительного удлинения и сужения в широком диапазоне значений скорости деформаций. Показана существенная неоднородность деформаций в поперечном сечении оболочки, получены распределения микродеформаций и микротвердости материала в радиальном направлении. Исследован механизм зарождения и развития трещин в стенке оболочки, при этом показано, что начальный этап разрушения связан с ударно-волновыми эффектами, а заключительный этап разрушения – с локализацией сдвиговых деформаций и образованием полос адиабатического сдвига. Показано, что вследствие локализации деформаций металл в зоне полос адиабатического сдвига разогревается до расплавленного состояния.

Литература.

1. Физика взрыва. Изд. 3-е исправленное / Под ред. Орленко Л.П. М.: Физматлит, 2004 т.2.
2. Иванов А.Г. Особенности взрывной деформации и разрушения труб // Проблемы прочности – 1976 №11.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СПОСОБА ОБРАБОТКИ НА ЗАВИСИМОСТЬ

$$H_V = f(\sigma_в) \text{ и } H_V = f(\sigma_т)$$

А.В. Гуськов, Н.О. Драньков, К.Е. Милевский

Новосибирский Государственный Технический Университет,

г. Новосибирск, conf_npo@craft.nstu.ru

Существуют различные способы обработки металла давлением приводящие к упрочнению материала: как низкоскоростные (осадка, прокатка и т.д.), так и высокоскоростное (скорость деформации выше скорости звука). При низкоскоростном упрочнении изменение механических характеристик происходит за счет активной деформации зерен, а при высокоскоростном упрочнении нет активной деформации зерен, так как все процессы протекают внутри зерна (развитие сдвигов в микрообъемах) [1.]. Установлено[2], что по значениям твердости можно оценить временное сопротивление, условный предел текучести, модуль упругости и др. Экспериментальная зависимость между твердостью и временным сопротивлением имеет почти прямолинейный характер, что придел прочности при растяжении равен

$$\sigma_в = k \cdot HB, \quad (1)$$

k – корреляционный коэффициент, зависящий от марки материала.

Используя данную зависимость можно определить значения σ_s и σ_m не изготовляя и не испытывая на разрыв образцов из данного материала при этом твердость по Викерсу и микротвердость равны твердости по Брюнеллю, поэтому зависимость (1) справедлива и для этих испытаний на твердость.[2]

В ходе работы разработана методика, позволяющая определить зависимости временного сопротивления и предела текучести от микротвердости на материале М1 для процессов: прокатки, взрывной обработки, а также комбинированной обработки (прокатка + взрывная обработка).

Получено, что при одном и том же значении микротвердости, но при разных процессах, получаются разные значения предела выносливости материала.

1. Дерибас А.А., Матвеенков Ф.И., Соболенко Т.М., Упрочнение взрывом высокомарганцовистой стали Г13Л, «Физика горения и взрыва», 1966, № 3.

2. Определение напряжений в пластической области по распределению твердости. Г.Д. Дель М., «Машиностроение» 1971.

АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Данилов В.И., Зуев Л.Б., Орлова Д.В.

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

Известно, что долговечность и разрушение материалов под нагрузкой существенным образом зависят от степени макроскопической однородности деформации. Поэтому для понимания кинетики разрушения важным остается исследование локальных характеристик материалов. В настоящее время установлено, что пластическая деформация протекает неоднородно на всем протяжении деформирования [1]. При этом, самосогласованное развитие локализации деформации на каждой стадии деформирования протекает как автоволновой процесс [2].

В данной работе рассмотрен ряд закономерностей на завершающей стадии деформации вязких материалов ($s \sim Ke^n$, $n < 0{,}5$) на которой происходит очередная смена типа автоволн локализации деформации: схлопывание автоволны в месте будущего разрушения.

Во всех исследованных материалах, независимо от их кристаллического и структурного состояния основной особенностью картин макролокализации деформации на стадии предразрушения является движение очагов пластического течения по прямым, сходящимся в полюс, в координатах ″положение очага – время″. Полюс совпадает с положением неподвижной высокоамплитудной зоны локализации, формирующейся еще в конце параболической стадии. Очаги пластического течения имеют разные скорости движения, что обеспечивает их одновременный приход к полюсу.

По экспериментальным данным, реальное разрушение материала также совпадает с неподвижной зоной. Таким образом, зная положение стационарной зоны, а, следовательно, и полюса графиков движения очагов на стадии предразрушения возможно предсказать место и время будущего разрушения материала. Для образования пучков прямых с полюсом, необходимо, чтобы скорости движения очагов линейно зависели от координат их зарождения. Проверено, что линейная зависимость скоростей подвижных очагов от начальных координат для всех материалов выполняется. Для каждого материала рассчитаны методом наименьших квадратов постоянные коэффициенты, которые определяют, с учетом отклонения от стационарной зоны, положение полюса схождения, а, следовательно, координату и время будущего разрушения образца. Полученные расчетные значения сравнивались с реальными координатами и временем разрушения ряда материалов. Параметры времени и места разрушения образца можно определять с приемлемой для прогнозирования разрушения точностью.

Кроме того, для определения положения полюса графиков движения очагов локализации деформации достаточно иметь информацию об их кинетике примерно на 1 % стадии предразрушения. Таким образом, по координатам очагов пластической деформации и их скоростям в начале стадии предразрушения можно рассчитать положение полюса при деформациях, составляющих 0,3…0,65 от относительного удлинения до разрыва.

Литература

1. Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука. 2008, 328 с.

2. Л.Б. Зуев. Автоволновая концепция локализации пластической деформации твердых тел. Металлофизика и новейшие технологии. 2006. Т. 28. № 9. С. 1261 – 1276.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ Cz-Si

Дмитриев А.И.[1], Моргунов Р.Б.[1], Скворцов А.А.[2]

[1]Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия,
aid@icp.ac.ru

[2]Московский государственный технический университет «Московский автомеханический институт», Москва, Россия

Обнаружено изменение спектров электронного парамагнитного резонанса в монокристаллах кремния Cz-Si, пластически деформированных изгибом и кручением. Пластическая деформация пластин кремния, сопровождающаяся введением дислокаций ~ 10^7 $см^{-2}$, приводит к появлению новых линий в спектре электронного парамагнитного резонанса (рис. 1).

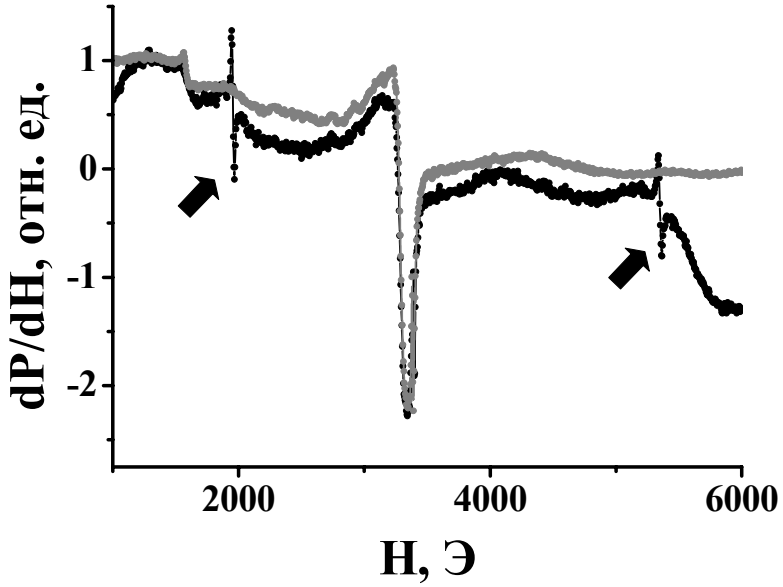


Рис. 1. Спектры электронного парамагнитного резонанса при температуре T = 8 K пластически деформированного кремния (темные символы), а также исходных монокристаллов кремния в отсутствии деформации (светлые символы). Цифрами обозначены линии, появляющиеся в результате деформации.

Парамагнитные центры, вводимые при изгибе и кручении, и их спектры электронного парамагнитного резонанса отличаются от центров, исследованных ранее в условиях одноосной деформации. Пластическая деформация приводит к значительному увеличению диамагнитной составляющей магнитной восприимчивости, которое превышает рост парамагнитной составляющей в кристаллах Cz-Si.

Работа частично поддержана ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» (контракт №П2161), грантами РФФИ 10-03-00314а, 09-08-97011-р_поволжье_а, грантом Президента РФ МК-1764.2011.3. Авторы признательны А. Л. Бучаченко и В. А. Радцигу за стимулирующие обсуждения.

ВЛИЯНИЕ НИЗКОИНТЕНСИВНОГО БЕТА-ОБЛУЧЕНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КРЕМНИИ ПОД ИНДЕНТОРОМ

Дмитриевский А.А.[1], Шуклинов А.В.[2], Родаев В.В.[2], Ловцов А.Р.[1]

[1] ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, *e-mail:dmitr2002@tsu.tmb.ru;*

[2] УИЦ «Нанотехнологии и наноматериалы», ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов

Фазовые превращения в кремнии, наблюдаемые при высоких давлениях (локальном нагружении), приводят к существенным изменениям физических свойств (вплоть до перехода в проводящее состояние [1]). На сегодняшний день эволюция фазового состава при различных условиях нагружения достаточно хорошо изучена [2]. Однако остаются открытыми вопросы, связанные с влиянием внешних физических полей на процесс формирования «новых» фаз кремния под индентором. Цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния низкоинтенсивного бета-облучения на эффективность фазовых превращений кремния под индентором.

В экспериментах исследовались бездислокационные монокристаллические образцы кремния КЭФ-4,5. Для облучения образцов использовался источник на основе препарата $^{90}Sr + {}^{90}Y$. Интенсивность потока бета-частиц составляла величину $\xi = 1{,}2\times10^5$ $cm^{-2}s^{-1}$. Индентирование плоскости (100) пирамидой Берковича осуществлялось на ультрамикротвердомере DUH-W201. Спектры рамановского смещения регистрировались с помощью зондовой нанолаборатории NTEGRA SPECTRA. Отпечатки индентора, сформированные на исходных и облученных в течение t_{irr} = 50 h (флюенс соответствует первому пику W-образного бета-индуцированного разупрочнения кремния [3]) образцах сканировались лазерным пучком с длиной волны 473 nm, диаметром 500 nm и шагом 200 nm.

В работе развита методика in situ исследования фазовых превращений Si-I → Si-II посредством измерения электрического сопротивления при внедрении индентора в узкую щель между тонкими медными пленками (пленки одновременно служат омическими контактами), напыленными на поверхность кремния, предложенная в [1]. Обнаружено подавление эффективности фазовых превращений Si-I → Si-II при облучении образцов в течение 50 часов.

С использованием метода рамановской спектроскопии исследовано распределение фазового состава кремния внутри отпечатка индентора с пространственным разрешением ~200 nm. Обнаружено подавление эффективности образования фаз Si-XII, Si-III и a-Si, индуцируемое облучением бета-частицами.

Показано, что низкоинтенсивное облучение сопровождается, по крайней мере, двумя конкурирующими процессами: препятствующим и облегчающим локальную деформацию. Исключив из рассмотрения дислокационный механизм массопереноса при формировании отпечатка (при комнатной температуре дислокации в кремнии практически неподвижны), можно заключить, что в разупрочнении кремния, индуцируемом низкоинтенсивным бета-облучением [3], доминирующую роль играют точечные радиационные дефекты.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы (Государственный контракт: П892).

Литература

1. Gridneva I.V., Milman Yu.V., Trefiliv V.I. // Phys. Stat. sol. (a). 1972. №14. P.177.
2. Dominich V., Gogotsi Y. // Rev. Adv. Mater. Sci. 2002. №3. P.1.
3. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, Н.Ю. Сучкова // ФТТ. 2006. Т. 48. № 2, С. 262.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ В СПЛАВЕ Ni_3Al

Дудник Д.В.

Рубцовский индустриальный институт (филиал) ГОУ ВПО Алтайского государственного технического университета им.И.И. Ползунова, Россия

dvdsib@ngs.ru

Моделирование процесса наноиндентирования, как метода, использующего локальное силовое воздействие на поверхность материала и одновременную регистрацию деформационных откликов с нанометровым разрешением, имеет практическое применение для расчета твердости, упругих модулей и других прочностных характеристик. Благодаря высокой чувствительности метода к изменению структуры материала, его можно отнести к неразрушающим методам испытания или контроля, допускающим последующую эксплуатацию материала. Математическое и компьютерное моделирование являются эффективными методами изучения закономерностей механического поведения сплава, атомных механизмов пластической деформации, установления границ изменения механических свойств в области локального нагружения. Очевидно, что совершенствование математических моделей, результативность методов компьютерного моделирования и достигнутый уровень понимания физических явлений открывают новые возможности создания материала с оптимальными прочностными свойствами.

Цель работы заключается в разработке трехмерной математической и компьютерной моделей процесса наноиндентирования на поверхности кристаллов с гранецентрированной кубической решеткой, создании компьютерных программ для моделирования метода наноиндентирования, проведении численных расчетов в металлах и упорядоченных сплавах состава A_3B.

В стартовом упорядоченном расчетном блоке 36x36x36 элементарных ячеек. Взаимодействия между атомами и задавались равными дискретным величинам потенциала Клери и Розато, проведено уточнение параметров потенциала для сплава Ni_3Al методом градиентного спуска. На границы расчетного блока накладывались периодические, жесткие и свободные граничные условия.

В рамках разработанной компьютерной модели получено: с ростом температуры сплава измерение твердости кристалла по Виккерсу показало увеличение твердости сплава, что подтверждено данными натурного эксперимента о положительной температурной зависимости предела текучести интерметаллида Ni_3Al.

В результате моделирования трехциклового режима «нагружение-разгрузка» происходит увеличение глубины проникновения наноиндентора и рост локальных структурных превращений в области воздействия наноиндентора. Расчет зависимости от значений напряжений по нормальному и касательному напряжению показал скачок при третьем нагружении.

С помощью разработанных алгоритмов и компьютерных программ рассчитана твердость по Викерсу методом наноиндентирования в монокристалле и кристалле с полидоменной структурой (наноструктурном). Изменения размера микродоменов в два раза ведет к увеличению твердости в четыре раза. Получена зависимость рассчитанной твердости сплава от количества атомов, что хорошо согласуется с теорией наноструктурных материалов. Полученные результаты численного моделирования являются физически правдоподобными и в целом согласуются с результатами других авторов.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ АТОМНЫХ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Дудник Е.А.

Рубцовский индустриальный институт (филиал) ГОУ ВПО Алтайского государственного технического университета им.И.И. Ползунова, Россия

evgdudnik@yandex.ru

Прочностные свойства сплава определяются его доменной структурой. В процессе фазового перехода образуются антифазные микродомены, которые являются геометрически необходимыми и метастабильными дефектами.

Целью работы является исследование сверхструктурных превращений формирования доменной структуры в упорядочивающихся сплавах. Определено влияние температуры, антифазных границ, нестехиометрии состава и деформации на эволюцию доменной структуры, выявлены основные механизмы сверхструктурных превращений.

Основным механизмом сверхструктурных превращений является образование, миграция, рост, трансформация и аннигиляция антифазных трубок («цепочки» из точечных дефектов замещения, расположенной вдоль кристаллографического направления). Выявлены три диффузионных механизма образования антифазных трубок: вакансионный, обменный, краудионный. Механизм миграции, роста антифазных трубок и превращения их в антифазные домены состоит в осаждении точечных дефектов замещения на границы микродомена. Препятствием миграции антифазных границ при термоактивации сплава является образование тройных стыков и сегрегация антифазных трубок вдоль границы.

Построена теория сверхструктурного фазового перехода на основе эволюции доменной структуры: на первом этапе образуются антифазные трубки, на втором этапе происходит превращение антифазных трубок в домены, на третьем этапе домены размываются неупорядоченной фазой в процессе разупорядочения или упорядочиваются до крупнодоменной структуры.

В зависимости от свойства антифазных границ получены характеристики размера, формы микродоменов, образованных вдоль сдвиговых и термических границ в упорядочивающемся сплаве. Вблизи сдвиговых границ образуются микродомены малого размера по сравнению с доменами равноосной формы вблизи термических границ. Выявлена схожесть механизмов сверхструктурных превращений вблизи границ при разупорядочении сплава и при деформации растяжения.

Найдена схема механизма трансформации доменной структуры в зависимости от температуры, в области высоких температур плоский дефект трансформируется в дефект равноосной формы, с понижением температуры энергетически выгодна плоская форма.

В сплавах с отклонением от стехиометрического состава в зависимости от размеров и форм доменов определены особенности атомных механизмов образования сверхструктур. Получено, что в сплавах стехиометрического состава, обладающих высокой прочностью, практически отсутствует полуупорядоченная фаза.

При одноосной деформации образца найдена корреляция между параметром дальнего порядка и доменной структурой, а также между степенью ближнего порядка и числом атомов, принадлежащих антифазным доменам.

МИКРОМЕХАНИЗМЫ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ СВАРКИ ТРЕНИЕМ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Емалетдинов А.К.
Уфимский государственный авиационный технический университет, г.Уфа, Россия
emaletd@mail.ru

При разработке авиационных двигателей новых поколений проектируется линейная сварка трением рабочих колес компрессоров зацело с лопатками ("БЛИСК" технология) из различных титановых сплавов. Основные микроскопические кинетические механизмы процесса сварки трением: адгезия и трение поверхностей, упруго-пластическая деформация поверхностей, тепловыделение при упруго-пластической деформации поверхностей, кинетика дефектов в сварной зоне, обеспечивающих упруго-пластическую деформацию поверхностей, образование активных центров, залечивание пор, днамическая рекристаллизация и полиморфные превращения в сварной зоне. Управляющими параметрами являются: исходная микроструктура деталей, частота, амплитуда и усилие нагружения, время сварки, величина осадки и температурное поле в области сварки, шероховатость поверхностей, форма поверхностей, промежуточное покрытие, термообработка сварного шва. Основным путем диссипации энергии трения является превращение механической энергии в тепловую. Знание температурных полей контактных поверхностей и приповерхностной зоны трения имеет важное значение для повышения физико-механических характеристик материала сварного соединения, оптимизации технологии линейной сварки трением. Рассмотрена постановка микроскопической задачи описания тепловых полей, создаваемых пластической деформацией металла приповерхностной зоны трения. Особенности моделирования физико-химических процессов образования сварного соединения. Самосогласованная постановка задач благодаря взаимообратному взаимодействию основных кинетических процессов: адгезии, пластической деформации, тепловыделения, рекристаллизации, полиморфного превращения. Короткое время несколько секунд и нагрев до 10^3 К приводят к температурной зависимости физико-химических параметров титана и высокой скорости циклических кинетических процессов. Вследствие этого являются связанными нелинейными уравнения: упруго-термо-пластичности, теплопроводности, кинетики рекристаллизации и полиморфного превращения. Работа приложенных сил в процессе ЛСТ переходит в энергию сварного шва, дефектной структуры сварной зоны и рассеивается во внутреннюю энергию – тепло. Микроскопическими источниками тепла являются: диссипация энергии межатомной связи при адгезионном взаимодействии атомов свариваемых тел, диссипация энергии дислокациями, движение которых обеспечивает пластическую деформацию, объемная, поверхностная и зернограничная диффузия, вязкое проскальзывание зерен, диссипация упругой энергии дислокаций при рекристаллизации, диссипация упругой энергии межфазных границ при полиморфном превращении. Система включает уравнения: движения среды, состояния, совместности, сплошности, кинетики дислокаций. Тепловые поля от движущихся дислокаций описываются уравнениями связанной термоупругости. Получены решения для температурных полей вокруг линий скольжения дислокаций в приповерхностной зоне трения в зависимости от частоты нагружения, амплитуды нагружения, усилия нагружения, времени нагружения, величины осадки. Проведен анализ вклада тепловыделения от диффузии, вязкого проскальзывания зерен, диссипации упругой энергии дислокаций при рекристаллизации, диссипации упругой энергии межфазных границ при полиморфном превращении. Проведен анализ локальных максимальных температурных полей в пятнах контактного взаимодействия.

ТЕРМОДИНАМИКА И КИНЕТИКА ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОР ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К.
Уфимский государственный авиационный технический университет, г.Уфа, Россия
emaletd@mail.ru

При разработке авиационных двигателей является перспективным использование линейной сварки трением рабочих колес компрессоров зацело с лопатками ("БЛИСК" технология). Для оптимизации механических свойств блиска необходимо моделирование кинетики процесса формирования сварного соединения, микроструктуры в технологии линейной сварки трением. Основные микроскопические кинетические механизмы процесса образования сварного соединения при трении: термоактивация атомов благодаря тепловыделению, образование активных центров, адгезия поверхностных атомов, кинетика дефектов в сварной зоне, обеспечивающих упруго-пластическую деформацию поверхностей (вакансий, примесей, дислокаций, зернограничных дефектов, пор), залечивание пор в сварной зоне. Деформационное поведение зоны трения определяется свойствами твердой фазы, а также свойствами, количеством, размером и формой пор, имеющихся в зоне контакта двух соприкасаемых поверхностей трения и определяемых микрогеометрической формой шероховатости контактных поверхностей. Вследствие этого являются связанными нелинейными уравнения: упруго-термо-пластичности, теплопроводности, кинетики адгезии, залечивания пор, рекристаллизации и полиморфного превращения. При описании процесса образования сварного соединения можно использовать термодинамический и кинетический подходы. Термодинамика залечивания пор в зоне контакта описывается уравнением баланса энергии, включающей механическую упругую энергию, упругую энергию образующихся дефектов, диссипативную функцию и работу внешних сил. При пластической деформации диссипативная функция определяется тензором скорости деформации, коэффициентами сдвиговой и объемной вязкости ползучести и дислокационной кинетики. Возможны два подхода к моделированию кинетики процесса. Первый - на кинетике адгезионных связей, включающий, уравнения для адгезионного взаимодействия суммарной фактической площади контакта. Второй - на кинетике пористости, включающей уравнение для распределения фактической пористости зоны контакта. При макроскопическом статистическом описании пористого тела в качестве параметра его состояния можно выбрать: размер пор, функцию распределения пор по размерам и плотность пор по координатам, которые определяют относительную плотность или пористость приконтактной зоны, свариваемых тел. Кинетика образования сварного соединения определяется пластической деформацией, диффузионным и дислокационым залечиванием пор. Эти процессы обеспечиваются следующими микромеханизмами пластической деформации под давлением: объемной, поверхностной и зернограничной диффузиией, зарождением, скольжением и переползанием дислокаций, вязким проскальзыванием зерен по границе контакта благодаря движению зернограничных дислокаций. Сформулирована полная система уравнений при нагружении в сварной зоне, обеспечивающих упруго-пластическую деформацию поверхностей покрытия и основы, включающая уравнение теплопроводности, равновесия, кинетики точечных дефектов, дислокаций, дисклинаций, пор. Проведен анализ системы кинетических уравнений для размера пор, функции распределения, пористости. Скорость залечивания пор описывается диффузионной ползучестью и пластической деформацией. В работе приведены результаты анализа упрощенной системы уравнений кинетики методом многомасштабных разложений в зависимости от режимов нагружения и температуры.

ВЕЙВЛЕТ-АНАЛИЗ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ МИКРОМЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ

Емалетдинов А.К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г.Уфа, Россия
emaletd@mail.ru

Одним из методов неразрушающего технического диагностирования и оценки ресурса элементов конструкций является метод акустической эмиссии. Контроль осуществляется путем анализа сигналов акустической эмиссии в рабочих условиях при эксплуатации объекта. Получаемые упругие сигналы позволяют судить о локальной деформации и разрушении материалов, кинетики дефектов и образовании макротрещины. В ряде работ изучено звуковое излучение от элементарных микромеханизмов пластической деформации: зарождения, движения, аннигиляции и выходе на поверхность дислокаций и других. Из анализа дислокационных источников упругих волн установлено, что в диапазоне высоких частот наибольший вклад дает нестационарное движение дислокационной структуры, при этом мощность излучения от одной дислокации крайне мала и экспериментально не регистрируется. Низкочастотные импульсы упругих волн возникают при скачкообразном зарождении и движении микротрещин. При этом параметры интегрального импульса звуковых волн определяются случайными факторами кинетики дислокаций и микротрещин и поэтому идентификация типов источников в реальном акустическом сигнале чрезвычайно сложна и неоднозначна. Кроме того, при распространении по образцу происходит отражение упругих волн от различных дефектов и поверхности. Дополнительные искажения вносит амплитудно-частотная характеристика пьезодатчика и условия его контакта с поверхностью. Тем не менее, необходимость разработки акустических портретов элементарных механизмов пластической деформации и разрушения существует. В работе предложена методика вейвлет идентификации звуковых, упругих полей, излучаемых при действии различных микромеханизмов пластической деформации и разрушения материалов. Рассмотрен плоский ансамбль дислокаций, моделирующий полосу скольжения, микротрещину и макротрещину и двигающийся под действием приложенных напряжений. Записаны выражения для вектора упругих смещений и тензора напряжений при нестационарном движении дислокационного ансамбля. Вычисление интегралов упрощается в волновой зоне в приближении равноускоренного движения дислокаций. Для построения спектральных характеристик звуковых полей проведено численное вычисление интегралов с применением преобразования Фурье для вектора упругих смещений и тензора напряжений. С помощью полученного набора портретов элементарных микромеханизмов можно проводить анализ акустического сигнала с целью диагностики и контроля состояния материала. Однако спектральный анализ не достаточно улавливает динамику изменения спектра сигнала, так как в измеряемом сигнале присутствуют разные типы элементарных сигналов от ансамблей развивающихся, взаимодействующих и самоорганизующихся дефектов: полос скольжения, микротрещин и макротрещины. Наиболее эффективными для акустической диагностики могут быть методы фрактального и вейвлет анализа. Вейвлетный анализ основан, как и спектральный, на разложении сигнала в дискретный или непрерывный ряд по солитоноподобным функциям, в отличие от Фурье преобразования, использующего гармонические функции. Полученные вейвлет портреты моделированных элементарных дефектов необходимы при интерпретации данных средств акустического контроля для оценки состояния материала.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВИНТОВОЙ СУПЕРДИСЛОКАЦИИ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КВАРЦА

Емалетдинов А.К., Талипов Р.Р.
Уфимский государственный авиационный технический университет, г.Уфа, Россия
emaletd@mail.ru

В 1991 году впервые был изготовлен трехмерный фотонный кристалл путем сверления миллиметровых отверстий в материале с высоким показателем преломления. В этом кристалле реализовывалась фотонная запрещённая зона в миллиметровой области спектра. На основе фотонных кристаллов были созданы новые оптические устройства: высокодобротные резонаторы, спектральные фильтры, селективные зеркала и т.д. Двумерная фотонная структура представляет собой объёмную диэлектрическую среду, в которой периодическим образом расположены цилиндры с другим показателем преломления. Такая структура обычно реализуется в виде стеклянной матрицы, в которой расположены ряды сквозных воздушных отверстий диаметром 200-500 нм на расстоянии 1-2 мкм друг от друга. При росте кристалла кварца возникают сверхрешетки винтовых супердислокаций с полым ядром (трубкой) диаметром 1 – 5 мкм с плотностью до 10^3 $см^{-2}$, что позволяет сделать из такого кварца фотонный кристалл. В данной работе рассматривается двумерный фотонный кристалл кварца с решеткой винтовых супердислокаций, расположенных в узлах прямоугольной решетки. Дислокации создают упругие деформации в кристалле, ядро дислокации имеет другую диэлектрическую проницаемость. Распространение электромагнитного поля в таком кристалле описывается уравнениями Максвелла. Построен с использованием метода конечных разностей численный алгоритм, позволяющий вычислять распространение электромагнитного поля через такую структуру. Вычислен спектр падающего поля и спектр прошедшего поля. Одной из важных проблем численного моделирования волноведущих систем, особенно открытых, является проблема ограничения области, в которой строится решение. При решении нестационарных задач для ограничения области обычно используются поглощающие граничные условия. Для постановки поглощающих граничных условий используется PML-метод. В соответствии с данным методом каждая компонента электромагнитного поля разделяется на две части. В декартовых координатах 6 компонент поля заменяются на 12 подкомпонент. В двумерном случае, из-за симметрии задачи, получается четыре уравнения и только одна компонента разделяется на две части. Применяя к уравнениям Максвелла FDTD-метод, получены соответствующие разностные схемы. Численно моделирование показало, что при увеличении ширины PML-слоя коэффициент отражения от границы уменьшается. Приведены результаты вычислений коэффициента отражения от границы двумерной прямоугольной области с заданными размерами для различных значений параметров. Основываясь на общей теории распространения света в сверхрешётках, рассмотрены решения уравнений Максвелла для диэлектрической среды без свободных зарядов и токов, моделирующей фотонный кристалл. в приближении почти свободных фотонов. Введение модуляции диэлектрической проницаемости с периодом приводит к появлению зоны Бриллюэна с определенным размером. Определены характерные точки дисперсионной кривой электромагнитных волн. Рассмотрено влияние упругого поля винтовой супердислокации на зонную оптическую структуру кварца. В этом случае уравнения Максвелла становятся нелинейными, а диэлектрическая проницаемость зависит от координат - упругое поле напряжений изменяет диэлектрическую проницаемость. Задача решалась методом приближений по малому параметру. Сделаны в первом приближении оценки изменения характерных точек дисперсионной кривой электромагнитных волн и оптических коэффициентов.

ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ РОСТЕ ОБЪЕМНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ 6H- SiC

Г.А. Емельченко, Э.А. Штейнман, А.А. Жохов, Е.Б.Якимов[1]
Учреждение Российской академии наук Институт физики твердого тела РАН
Г. Черноголовка Московской области, РФ,
[1]Учреждение Российской академии наук Институт проблем технологии микроэлектроники РАН, Г. Черноголовка Московской области, РФ
emelch@issp.ac.ru

Наличие большого числа политипов в структуре SiC приводит к возможности образования специфических дефектов при росте образцов. Это могут быть прослойки дефектов упаковки, являющиеся политипом, отличным от исходного образца. Интересной особенностью таких структур является относительное совершенство структуры и заметный скачек физических свойств кристалла в области границы, например, таких как ширина запрещенной зоны. Кроме того, диффузия примесей на ростовом фронте также зависит от ориентации границы роста и конкретного политипа, что может повлиять на пространственное распределение примеси в образце, выращенном в одних условиях. Одним из следствий подобных эффектов является пространственная неоднородность фотолюминесценции (ФЛ), наблюдаемая в ряде образцов. В работе приводятся данные по ФЛ и структуре встроенных дефектов. Учитывая, что рекомбинационные свойства таких дефектов могут быть использованы в светоизлучающих устройствах на основе SiC, понимание условий и причин их возникновения представляет практический интерес.

Исследовано влияние условий кристаллизации на скорость роста и дефектность объемных монокристаллов карбида кремния политипа 6H- SiC. Показана связь дефектной структуры с величиной скорости роста. При скоростях роста до 0.3-0.5 мм/час растущий кристалл наследует дефекты подложки, не увеличивая их концентрацию в наросшем слое. При скоростях роста 0.8-1.0 мм/час и более концентрация дефектов в растущем слое значительно возрастает по отношению к исходной концентрации дефектов в подложке. В предельном случае (3-5 мм/час) происходит переход к поликристаллическому росту. Известно, что микротрубки (micropipes) являются основными дефектами коммерческих пластин SiC, ограничивающими использование карбида кремния в качестве полупроводникового материала [1]. Среди других принципиальных дефектов следует выделить дислокации, дефекты упаковки, точечные дефекты с кластерами примесей. Выявление причин образования тех или иных дефектов является сложной задачей. В работе удалось наблюдать образование микротрубок, инициированное кластерами металлов и предложен механизм роста этих дефектов. При выращивании кристалла на подложку 6H(0001) Si в вакууме обнаружено образование политипов 4H, которые разрослись и вышли на поверхность монокристалла 6H в форме объемных кристаллов 4H- SiC. Показано, что зарождение политипа 4H происходит на дефектах упаковки и микротрубках.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Отделения физических наук РАН «Физика новых материалов и структур».

1. E. Berkman, R.T. Leonard, M.J. Paisley et al. Materials Science Forum v. 615-617 (2009) pp. 3-6

ДИСЛОКАЦИЯ В КРЕМНИИ: ВСЕ ЛИ ЯСНО?

Еременко В.Г.

Учреждение РАН, ИПТМ РАН,
г. Черноголовка, Россия.
eremenko@iptm.ru

Наличие двух типов дислокаций – скользящего (Glide) и перетасованного (Shuffle) наборов является основополагающим моментом при рассмотрении пластических свойств ковалентных кристаллов. По этой причине, именно в кремнии, дислокация, как основной носитель пластической деформации, являлась объектом, наиболее глубоко изучаемым экспериментально и теоретически на протяжении нескольких десятилетий. Кроме того, кремний обладает весьма необычными пластическими свойствами - наличием перехода пластичность-хрупкость (~400 ^{0}C), что существенно расширяет и усложняет спектр структурных исследований ввиду экстремального поведения кристалла ниже и выше температуры перехода. По этой причине большая часть экспериментальных работ выполнена в области макроскопической пластичности (≥450 ^{0}C).

Тем не менее, как это ни удивительно, понимание на атомном уровне основного, дислокационного механизма деформации, а также структура и свойства собственно дислокаций в ковалентной решетке в настоящее время до конца не понятны даже для области пластичности. В частности, простая модель Лоте-Хирта для скорости движения дислокации, видимо неприемлема. Весьма вероятно, что скорость контролируется сильными точечными препятствиями неизвестной природы [1]. Состояние структурных исследований сказывается, по-видимому, и на интерпретации данных изучения изменения электрических и оптических свойств пластически деформированных кристаллов кремния [2]. До настоящего времени не удалось полностью понять природу электрически и оптически активных центров, используя широкий спектр методов спектроскопии.

Обнаруженный недавно новый тип протяженных дефектов в кремнии и германии [3], источником которых является движущаяся дислокация, может, по-видимому, существенно изменить представления о дислокационном механизме деформации, поскольку их источником является именно ядро движущейся дислокации. Электрическая активность дефектов, выявленная прямыми EBIC наблюдениями плоскости скольжения [4] не может быть объяснена в рамках традиционных моделей о природе центров, что, видимо, может быть основой для пересмотра многих экспериментальных данных и дает дополнительный инструмент для анализа природы возникающих дефектов. И наконец, полное отсутствие дифракционного контраста в ПЭМ позволяет реально говорить о возникновении нового типа протяженных структурных дефектов в ковалентной решетке, возможно подобных рассмотренным в [5].

1. R. Jones, Mater . Sci. Eng. B 71, 24 (2000).
2. H. Alexander and H. Teichler, Mat. Sci. and Tech., Ed. W. Schroter (1991).V.4, 249.
3. Eremenko V., Demenet J.-L., Rabier J. Phys. Stat Sol., C6, N8, 1801 (2009).
4. Eremenko V., Yakimov E., Abrosimov N., Phys. Stat. Sol., C4, 3100 (2007).
5. F. Cargoni, C. Gatti, and L. Colombo, Phys. Rev. B 57, 170 (1998).

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ИЗДЕЛИЙ НА ОСНОВЕ БИОМОРФНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ

Ершов А.Е., Классен Н.В., Курлов В.Н., Филонов К.Н.

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

Карбид кремния отличается уникальным сочетанием высоких уровней твердости, термохимической стойкости, радиационной и электрической прочности. Благодаря этому широкий круг его практических применений охватывает разнообразные конструкционные изделия (в том числе работающие в условиях высоких температур и агрессивных сред), термозащитные экраны, электронагревательные элементы, абразивные материалы и т.д. Большая ширина запрещенных зон политипов карбида кремния предопределяет серьезные перспективы создания на его основе полупроводниковых элементов силовой электроники и оптоэлектроники. Однако для расширения практического использования карбида кремния требуется решить несколько прочностных проблем. Во-первых хрупкость и, соответственно, низкая ударная вязкость изделий на его основе сильно ограничивает диапазон их применений. Высокая твердость карбида кремния затрудняет изготовление изделий сложных геометрий, а низкий коэффициент термического расширения не позволяет получать надежные сварные соединения его с металлами и другими материалами. Наши эксперименты показывают, что ударная прочность карбида кремния и прочность сварных соединений с его участием могут быть значительно повышены с помощью биоморфного карбида кремния. Эта разновидность карбидокремниевой керамики изготавливается посредством пиролиза исходной заготовки из древесины той или иной породы с последующим силицированием получаемого микроканального углеродного остова. Силицирование производится пропиткой углеродной матрицы расплавленным кремнием или ее обработкой парами кремния. В результате формируется карбидокремниевая матрица, сохранившая морфологию древесных микроканалов. В зависимости от типа древесины поперечные размеры каналов могут варьироваться от микрона до десятков микрон, а их длина может достигать нескольких сантиметров. Используя различные методы (электролитическое осаждение, пропитка расплавом, осаждение из газовой фазы), можно заполнить каналы биоморфной керамики металлами, силицидами и другими соединениями. За счет регулирования состава наполнителей микроканалов на базе биоморфного карбида кремния формируется новый вид композиционных материалов, имеющих регулярную микростержневую морфологию с широкими возможностями варьирования их механических, термохимических, электрических, полупроводниковых и других характеристик. Например, при введении пластичных металлических наполнителей (алюминия, меди, различных видов сталей и т.д.) может быть существенно повышена ударная вязкость и, соответственно, снижена вероятность хрупкого разрушения карбидокремниевых изделий, которая является одним из наиболее существенных их недостатков. Изменение состава наполнителей вдоль осей микроканалов позволяет создавать материалы с макроградиентами различных физических свойств, круг применений которых может быть весьма обширен. Например, таким путем можно создавать переходные слои между однородным карбидом кремния и теми или иными металлами, защитное карбидокремниевое покрытие которых необходимо получить. На этих же принципах может быть осуществлена механически и термически прочная сварка карбидокремниевых изделий с металлами и другими материалами.

В представляемом докладе приводятся конкретные примеры использования биоморфного карбида кремния для упрочнения конструкционных изделий, сварочных соединений и покрытий.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПЛАЗМЕННОУПРОЧНЕННЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ

Ефимов О.Ю.[1], Костерев В.Б.[1], Коновалов С.В.[2], Иванов Ю.Ф.[3], Мясникова В.И.[2], Громов В.Е.[2]

[1]ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия
[2]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
gromov@physic.sibsiu.ru
[3]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Целенаправленное управление эксплуатационными свойствами сталей и сплавов, разработка оптимальных режимов их упрочнения должны базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических воздействиях. Для решения вышеуказанных задач необходимо исследование закономерностей формирования и эволюции структурно-фазовых состояний на различных масштабных уровнях в литых чугунных валках в процессе плазменного упрочнения.

Материалом исследований являлись валки из чугуна марки СШХНФ. Процесс обработки заключался в высокотемпературном нагреве плазменным потоком участка поверхности и его интенсивным охлаждении на массу валка со скоростями, обеспечивающими образование закалочных аустенитно-мартенситных структур. Плазменное упрочнение калибров горизонтальных валков позволило повысить их рабочий ресурс до 2 раз по количеству прокатанного металла.

Плазменная обработка чугуна привела к формированию многослойной структуры, формирующейся при высокоскоростной кристаллизации расплава и зоны термического влияния. Объем материала, формирующийся из расплава, состоит из двух подслоев – относительно тонкого поверхностного и сравнительно более толстого основного. Анализировались фольги, полученные с разной глубины от поверхности валка ~50 мкм, 160 мкм, 210 мкм, 260 мкм и 1100 мкм, а также со слоя толщиной 0,5 мкм. Своеобразная структура формируется в поверхностном слое. Основной фазой здесь является α-фаза и цементит. Зерна α-фазы преимущественно имеют размеры 35-40 нм. Характерной особенностью данного типа структур являются кольцевые микроэлектронограммы, свидетельствующие о малом размере дифрагирующих кристаллитов. По границам кристаллов α-фазы располагаются частицы цементита с размерами ~3-5 нм. Эксплуатация валков, подвергнутого плазменному упрочнению, при прокатке приводит к множественным изменениям структуры и фазового состава материала. В слое, расположенном на удалении ~250 мкм от поверхности валка в зернах пластинчатого перлита разрушается перлитная структура и выделяются наноразмерные частицы карбидной фазы. Кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита под действием внешней нагрузки в объеме материала, находящемся на расстоянии ~250 мкм деформируются с одновременным распадом твердого раствора и допревращением остаточного аустенита. Это приводит к формированию вдоль границ кристаллов мартенсита прослоек цементита. После эксплуатации валка формирующаяся в поверхностном слое структура α-фазы может быть отнесена к субмикрокристаллической. Эксплуатация валков приводит к выравниванию структурно-фазового состояния материала по глубине. Одним из основных структурных элементов чугуна после эксплуатации валков является мартенсит отпуска.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)" (проект 2.1.2/13482).

MAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS MICROWIRES

A. Zhukov[1,2] , M. Ipatov[1], and V. Zhukova[1]

[1]*Dpto. Fisica de Materiales, Fac. Quimicas, UPV/EHU, 20009 San Sebastian, Spain*
[2] IKERBASQUE, Basque Foundation for Science, 48011 Bilbao, Spain

Thin ferromagnetic metallic glass coated microwires exhibit a number of outstanding magnetic properties such as magnetic bistabilty and Giant magneto-impedance effect (GMI) effect [1]. GMI effect consisting of large sensitivity of the impedance of magnetically soft conductor on applied magnetic field, attracted great attention in the field of applied magnetism [2] mostly because of excellent magnetic field sensitivity suitable for low magnetic field detection. On the other hand, amorphous microwires with positive magnetostriction exhibiting magnetic bistability are quite suitable for study of the single domain wall (DW) dynamics because of peculiar domain structure consisting of single axially magnetized inner domain, ideally cylindrical cross-section and magnetic bistability, related with perfectly rectangular hysteresis loop, attributed to the fast growth of reversed domains inside the inner single domain Among most unusual results related with DW propagation in such magnetic microwires, quite high domain wall velocity, v, (few km/s) and essentially non-linear v(H) dependences [2] have been reported. Recent studies allow tailoring magnetic properties by selection of appropriate chemical composition, applying appropriate heat treatment and modifying the microwire geometry (the ratio, ρ, of the metallic nucleus diameter to the total microwire diameter). In fact this is important to obtain quite thin microwires with enhanced soft properties and GMI effect for development of micro-sensors, since the demagnetizing factor affects the domain structure and magnetic properties when the geometric ratio of microwire diameter to its longitude becomes low enough [2].

In this paper we present the GMI effect (GMI ratio, $\Delta Z/Z$, and the off-diagonal impedance tensor $\zeta_{\phi z}(H_{ex})$) and hysteretic magnetic properties of amorphous glass-coated microwires with different compositions possessing nearly-zero, positive and negative magnetostriction constant and metallic nucleus diameter ranging within 6 and 16 μm. Special emphasis has been paid to development of stress and temperature sensitive magnetic properties.

Both $\Delta Z/Z$, and hysteresis loops of nearly-zero $Co_{67.1}Fe_{3.8}Ni_{1.4}$ $Si_{14.5}$ $B_{11.5}$ $Mo_{1.7}$ microwires magnetostrictive exhibit strong sensitivity to the ratio, ρ. The hysteresis loops exhibit low coercivity (below 15 A/m) with well defined magnetic anisotropy field, H_k. H_k increases when ρ decreases. Field dependence of the off-diagonal voltage response of nearly zero magnetostriction ($\lambda_s \approx -3\times10^{-7}$) $Co_{67.1}Fe_{3.8}Ni_{1.4}$ $Si_{14.5}$ $B_{11.5}$ $Mo_{1.7}$ with metallic nucleus diameter of 6.0, 7.0 and 8.2 μm exhibits anti-symmetrical shape with almost linear growth within the field range, ΔH. The obtained results allow us to tailor the microwire magnetic properties for magnetic sensors applications through selection of their composition and/or geometry and by thermal treatment.

We also report on studies of DW propagation of magnetically-bistable Fe-Co-rich microwires paying attention on effect of applied and internal stresses and taking into account nucleation of additional DWs on local defects existing in microwires. We measured magnetic domain propagation and local DW nucleation in various magnetic Fe-Co-rich amorphous microwires with metallic nucleus diameters (from 2.8 μm till 18 μm) using Sixtus Tonks-like experiments. We found that application of applied stresses and increasing of internal stresses result in decreasing of DW velocity. We assume that in order to achieve higher DW propagation velocity at the same magnetic field and enhanced DW mobility special attention should be paid to decreasing of magnetoelastic energy

1. D.C. Jiles, Acta Materialia **51** (2003) 5907.
2. V. Zhukova, M. Ipatov and A Zhukov, *Sensors 9*(2009) 9216

ВОЗДЕЙСТВИЕ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ НА НАНОТВЕРДОСТЬ ВОЛЬФРАМА

Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Целлермаер В.Я.

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

В настоящее время достаточно точно установлено, что воздействие слабых электрических потенциалов, непосредственно подводимых к металлу или созданных за счет контакта с металлом, имеющим отличную от исследуемого работу выхода электрона с поверхности, приводит к изменению прочностных и пластических характеристик исследуемого металла, а эффект влияния оказывается чувствителен к массе подсоединяемого металла.

В данной связи целью работы являлось исследование изменения нанотвердости W в условиях контактного воздействия разностью потенциалов.

Наблюдаемый эффект, состоящий в изменении нанотвердости при воздействиях контактной разностью потенциалов, удобно оценивать отношением $H = \frac{\langle HV_E \rangle - \langle HV_0 \rangle}{\langle HV_0 \rangle} * 100\%$, где $\langle HV_E \rangle$ и $\langle HV_0 \rangle$ - средние значения нанотвердости W при заданном электрическом воздействии на него и без него, соответственно.

Полученные в работе экспериментальные данные, представленные в координатах H(m), по изменению нанотвердости W в условиях его контакта с пластинами Cu и Zr различных масс, приведены на рисунках 1 и 2.

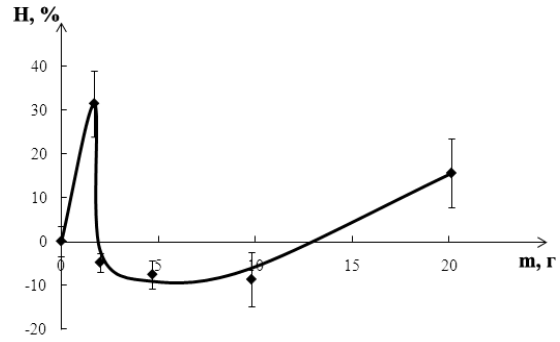


Рисунок 1 – Зависимости относительного изменения нанотвердости образцов W от массы подключаемых к ним пластин из Cu (нагрузка на индентор 10 мН)

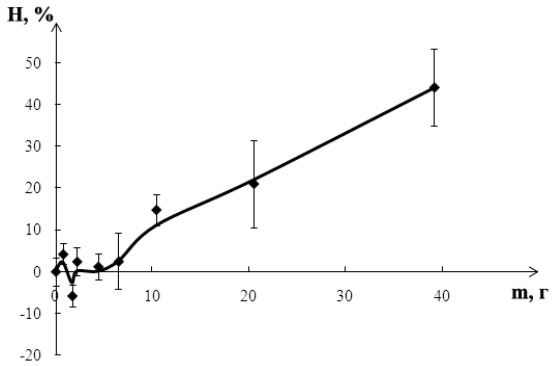


Рисунок 2 – Зависимость относительного изменения нанотвердости W от массы подключаемой Zr (нагрузка на индентор 10 мН)

Анализ рисунка 1 показывает, что зависимость относительного изменения W от массы подключаемой Cu имеет немонотонный характер, происходит как возрастание значения нанотвердости в интервале подключаемых масс до 2,5 грамм и более 12,5, так и ее уменьшении в интервале масс от 2,5 до 12,5 (рисунок 1).

При изучении влияния разных масс циркония на нанотвердость вольфрама можно сделать вывод о том, что нанотвердость линейно увеличивается, начиная со значения массы подключаемого металла более 6,5 грамм (рисунок 2), меньшие массы не оказывают влияния на значение нанотвердости W.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 г.г. (гос. контракт № П411).

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА-ПЕТЧА ПРИ ИЗМЕНЕНИИ РАЗМЕРА ЗЕРНА И ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАЗЦОВ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ А85

Зариковская Н.В.

ФГБОУ ВПО «Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники», г.Томск, Россия, chepko@ispms.tsc.ru

Плоские образцы с размерами рабочей части 50×10×2 мм выштамповывались из листовых заготовок и растягивались при 300 К со скоростью $\dot{\varepsilon} = 6{,}67\cdot10^{-5}$ с$^{-1}$ вдоль длинной оси на машине Instron-1185 с записью кривых пластического течения в координатах «напряжение σ - деформация ε». Зависимость $\sigma(\varepsilon)$ можно описать степенным уравнением Людвика

$$\sigma = \sigma_s + K\varepsilon^n, \qquad (1)$$

где K – коэффициент деформационного упрочнения, а $\sigma_s = const$. Кривые течения многостадийны. Представляя кривые $\sigma(\varepsilon)$ соотношением (1), можно определить показатель упрочнения n для разных этапов пластического течения и выделить стадии линейного ($\sigma \sim \varepsilon$, а $n \approx 1$) и параболического деформационного упрочнения, на которой $\sigma \sim \varepsilon^{1/2}$, а экспериментально определенные значения n лежат в пределах $0{,}40 < n < 0{,}64$. Заключающая процесс течения стадия предразрушения, где $\sigma \sim \varepsilon^n$, а $n < ½$.

Как известно, механические свойства поликристаллов связаны с размером зерна в них соотношением Холла-Петча. Для напряжения течения при постоянной деформации, в частности, эта связь имеет вид

$$\sigma_f(d) = \sigma_0 + k_f d^{-1/2}, \qquad (2)$$

где смысл параметров σ_0 и k_f определяется в рамках многочисленных и разнообразных дислокационных моделей. Данная работа выполнена для понимания природы сепарации зависимости $\sigma_f(d)$ на два участка, отвечающих разным размерам зерен в поликристаллах и соотношения Холла-Петча. Проблема сепарации возникает, например, из-за аномального характера зависимости Холла-Петча в области малых размеров зерна, обсуждавшегося ранее в работах ряда авторов.

Для анализа этого предположения из кривых пластического течения $\sigma(\varepsilon)$, путем построения соответствующих набору деформаций $\varepsilon_i = const$ вертикальных сечений графиков были получены параметры соотношения Холла-Петча σ_0 и k_f для зависимости $\sigma_f(d)$. Из построенного на их основе графика и его анализа вытекает существование двух ветвей зависимости $\sigma_f\left(d^{-1/2}\right)$ с границей между ними $d \approx 0.1$ mm. Анализ полученных данных показал, что пропорциональность Холла-Петча $\sigma_f \sim d^{-1/2}$ выполняется во всем интервале исследованных размеров зерен в поликристаллическом алюминии 0,008 m ≤ d ≤ 5 mm. Однако характер зависимости $\sigma_f\left(d^{-1/2}\right)$ в областях $d > 0.1$ mm и $d < 0.1$ mm различен, так как параметры σ_0 и k_f в них ведут себя не одинаково.

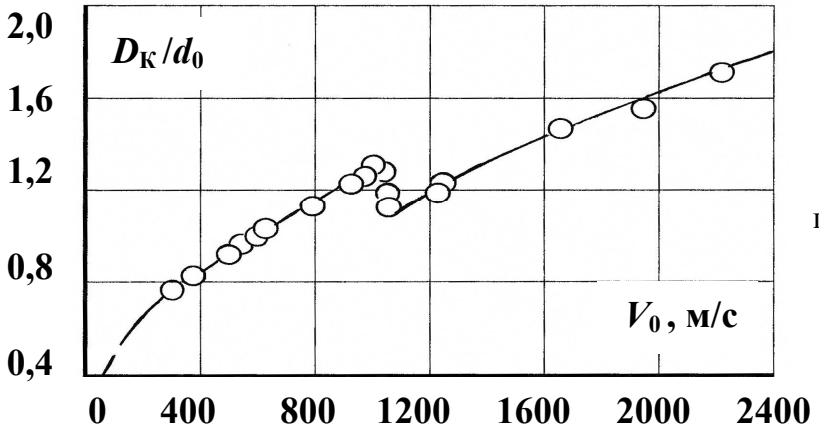
В ходе проделанной работы, было показано, что причиной изменения указанных зависимостей может быть перераспределение примесей между телом зерна и его границами во время рекристаллизационного отжига.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

Захаров В.М., Хорев И.Е.

Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики Томского государственного университета, Томск, Россия. E-mail:khorev@main.tusur.ru

В условиях высокоскоростного взаимодействия соударяющиеся металлические материалы испытывают интенсивные пластические деформации, разрушаются, проявляя при этом необычные свойства. В работе [1] представлены экспериментальные зависимости диаметра кратера $D_К$ от скорости соударения V_0 для стальных преград различной твёрдости. В пластичных преградах зависимости $D_К(V_0)$ имеют интересную особенность: существует некоторый диапазон скоростей взаимодействия, в котором происходит уменьшение диаметра кратера с ростом скорости соударения. В опытах [1] использовались высокопрочные ударники, имеющие мягкую биметаллическую оболочку. Чтобы исключить возможное влияние оболочки на характер зависимости $D_К(V_0)$, было проведено дополнительное исследование, в котором применялись высокопрочные стальные безоболочечные ударники диаметром d_0 = 10,9 мм, условное их обозначение - 10,9Б4. Эти ударники имели геометрические параметры такие же, как и бойки в опытах [1], но несколько большую длину ($4{,}0d_0$) и, соответственно, вес (25,0 сН). Преграда – сталь твёрдостью *HB* 300. Экспериментальная зависимость $D_К(V_0)$ для этой пары соударяющихся тел приведена на рисунке.



Зависимость относительного диаметра кратера в стальной пластичной преграде от скорости удара; высокопрочный остроголовый

Таким образом, в пластичных металлических преградах наблюдается некоторое смыкание каверны за жёстким телом при его углублении на свою длину. Эффект смыкания каверны за шаром в воде известен давно (Вортингтон, 1900 г. [2]). Для пластичных сталей и удлинённых тел этот эффект отмечается впервые. Такое «гидродинамическое» поведение пластичных металлических сред имеет важное значение для анализа сопротивления преград прониканию ударников и обоснования расчёта коэффициентов формы ударников.

Литература

1. Захаров В.М., Хорев И.Е. Особенности кратерообразования при динамическом нагружении стальных преград высокопрочными ударниками // Детонация: Мат-лы II Всесоюз. совещ. по детонации. – Черноголовка, 1981. Вып. II. С. 153-158.

2. Биркгоф Г. Гидродинамика. Методы. Факты. Подобие. – М.: Изд-во иностр. литры, 1963. – 224 с.

ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТАЛЕЙ 06МБФ И 10Г2ФТ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Захарова Г.Г.[1], Астафурова Е.Г.[1], Тукеева М.С.[1], Найденкин Е.В.[1], Рааб Г.И.[2], Добаткин С.В.[3]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, galinazg@yandex.ru
[2]Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
[3]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

Исследованы низкоуглеродистые стали 10Г2ФТ (Fe-1.12Mn-0.08V-0.07Ti-0.1C, мас. %) в мартенситном состоянии (закалка от 1180°С в воду) и 06МБФ (Fe-1Mo-0,1V-0,1Nb-0,06C, мас.%) (закалка от 920°С-30мин. в воду и отпуск 670°С-1ч.) в феррито-мартенситном состоянии. РКУП проводили по режиму B_C, Ф=120°, 4 прохода при Т=400°С для стали 10Г2ФТ, 6 проходов при Т=300°С для стали 06МБФ.

Методом РКУП в сталях 10Г2ФТ и 06МБФ сформированы субмикрокристаллические (СМК) структуры с размером структурных элементов ~300 нм и карбидами различной морфологии (Таблица). РКУП приводит к увеличению плотности дислокаций с $7{,}4\times10^{9}$см$^{-2}$ до $7{,}8\times10^{10}$см$^{-2}$ в стали 10Г2ФТ и с $4{,}7\times10^{8}$см$^{-2}$ до $1{,}1\times10^{10}$см$^{-2}$ в стали 06МБФ. Микродеформация кристаллической решетки также возрастает после РКУП с $4{,}1\times10^{-4}$ до $1{,}3\times10^{-3}$ (сталь 10Г2ФТ) и с 2×10^{-4} до 8×10^{-4} (сталь 06МБФ). Вследствие структурных превращений при РКУП наблюдается повышение микротвердости исследуемых сталей (Таблица). Высокие значения микротвердости и субмикрокристаллический характер структур сохраняются при отжигах вплоть до 500°С. Выше этой температуры механические свойства падают, и наблюдается рост структурных элементов, что свидетельствует о начале действия рекристаллизационных процессов. Эти данные подтверждаются результатами электронно-микроскопических и рентгеноструктурных исследований микроструктуры исследуемых сталей.

Таблица Влияние РКУП и отжигов на структуру и свойства исследуемых сталей

	H_μ, ГПа		**Размер зерна, нм**		**Размер и состав карбидов, d (нм)**	
	10Г2ФТ	06МБФ	10Г2ФТ	06МБФ	10Г2ФТ	06МБФ
Исх.сост.	3,7	2,1	20000*, 150 **	800 ***, 400 **	5-10 (VC,TiC), 60 (Fe_3C)	15-20 (Fe_3C), 90(Fe_3C,M_6C)
РКУП	3,9	3,3	310	320	35 (Fe_3C), <5 (M_6C, $M_{23}C_6$)	2-3 (Fe_3C,V_8C_7), 70(Fe_3C, $M_{23}C_6$)
РКУП + 400°С	–	3,3	310	320	-	-
РКУП + 500°С	3,4	3,0	310	330	-	-
РКУП + 600°С	2,5	2,8	780	740	-	-
* - бывшее аустенитное зерно, **- ширина мартенситных ламелей, *** - феррит						

Высокие прочностные свойства и термостабильность сформированных СМК структур в феррито-мартенситной и мартенситной сталях обусловлены измельчением исходной структуры и формированием мелкоразмерных карбидов. Различный уровень прочностных свойств сталей при близком размере зерна после РКУП связан с исходно разным уровнем внутренних напряжений, плотности дислокаций и различным составом и размером карбидов.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8).

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЯВЛЕНИЯ КУМУЛЯЦИИ ПРИ КВАЗИСФЕРИЧЕСКОМ ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Музыря А.К., Симонов А.Ю.

Нагружение сферическими и квазисферическими сходящимися ударными волнами создает в центре шаровых образцов высокие давления мегабарного диапазона за счет эффекта кумуляции. Этот метод ударно-волнового нагружения (УВН) включает схождение ударных волн к центру шара, отражение волн от центра и разгрузку при выходе волн на поверхность образцов. Данные процессы осуществляются в течение нескольких микросекунд, и их экспериментальное наблюдение прямыми методами представляет собой чрезвычайно сложную задачу. Важную информацию о происходящих процессах дает наблюдение в материале микроструктурных изменений, вызванных нагружением. Методами металлографии по остаточным изменения микроструктуры на диаметральных сечениях шаровых образцов из стали 12Х18Н10Т после УВН удалось установить характер взаимодействия ударных волн. Установлено, что при симметричном квазисферическом ударно-волновом нагружении с использованием 12 точек инициирования при несинхронности, не превышающей 0.8×10^{-7} с, реализуются как регулярный, так и нерегулярный режимы взаимодействия ударных волн. При столкновении трех ударных волн в вершинах виртуального додекаэдра формируются трехударные (маховские) конфигурации. При столкновении двух ударных волн на ребрах додекаэдра наблюдается регулярный режим столкновения. Методами металлографии впервые показано, что маховская волна, возникающая в данном эксперименте при столкновении трех ударных волн, имеет форму шестилучевой звезды. Формирование маховских конфигураций в вершинах додекаэдра превращает первоначально додекаэдрическую форму ударно-волнового фронта в икосаэдрическую, сглаживает форму фронта и способствует эффекту кумуляции энергии в центре шара. Вследствие более высокой температуры в волне Маха микротвердость стали имеет более низкие значения по сравнению с соседними участками. Остаточная температура в центральной части шара при фокусировке превышает температуру плавления стали, 1770 К. В центре шара образуется полость, вблизи которой наблюдается область плавления, состоящая из дендритной структуры. При движении по радиусу от центра шара область плавления переходит в область рекристаллизации, за которой следует зона деформированного зерна. Давление на внешней границе области плавления достигает 200 ГПа.

Показано, что при нарушении симметрии нагружения путём отключения одной из 12 точек инициирования в условиях сравнительно большой разновременности (5×10^{-7}с) явление кумуляции тем не менее имело место. В этом случае максимальное значение давления достигалось не в геометрическом центре шарового образца, а в точке, которая была смещена относительно геометрического центра на 2 мм. В точке фокусировки образовалась полость меньшего диаметра (~2мм), вблизи которой также наблюдалась кольцевая зона дендритов, за которой следует зона рекристаллизации и деформированного зерна. В областях маховского взаимодействия ударных волн (в лучах) установлено отсутствие δ-феррита, присутствующего в стали в исходном состоянии. Вне маховских конфигураций δ-феррит в стали сохраняется. Превращение $\delta\rightarrow\gamma$ в волнах Маха обусловлено повышением температуры при одновременном действии высокого давления.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура», № г.р. 01201064335), при поддержке Программы Президиума РАН "Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий" (№ 09-П-2-1017) и РФФИ (проект № 11-03-00047).

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО КОМПЛЕКСНОГО БОРИРОВАНИЯ

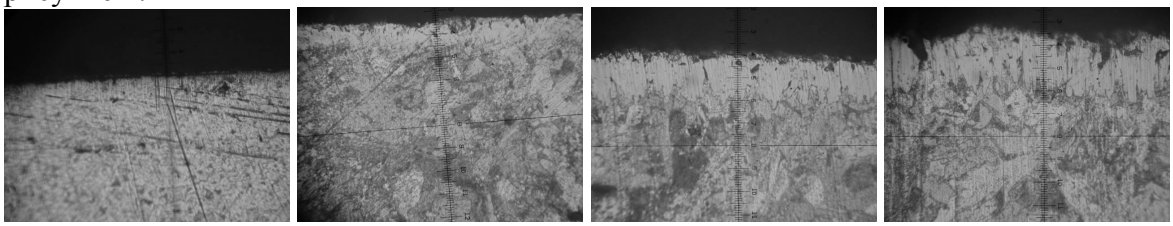
Иванов А.Г.
ГОУ ВПО АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, Россия
ivanovalexey-83@mail.ru

Процессы химико-термической обработки (ХТО) являются эффективными способами поверхностного упрочнения с целью повышения комплекса физико-механических свойств и ресурса работы стальных деталей машин и инструмента.

При этом, как правило, процессы диффузионной химико-термической обработки являются зачастую высокотемпературными процессами (насыщение производится при температурах 800–1100ºСº) а также длительны во времени (от 4 до 24 часов и более).

По результатам анализа имеющегося в распоряжении малых промышленных предприятий и фермерских хозяйств термического оборудования был выбран газопламенный способ нагрева для проведения ХТО, так как газовое оборудование достаточно просто в эксплуатации и не требует высокой квалификации рабочих, обладает высокой мобильностью, имеет невысокую стоимость и широко распространено.

При проведении экспериментов по борированию стальных изделий в условиях газопламенного нагрева были получены следующие результаты, представленные на рисунке 1.



а б в г

Рисунок 1. Микроструктура боридного слоя, образующегося на стали 3 при насыщении газопламенным нагревом: а – 1 мин, б – 3 мин, в – 10 мин, г – 30 мин. Цена деления шкалы – 10 мкм.

Методика процесса насыщения в общих чертах была следующей: нагрев до температуры насыщения (950 – 1050ºС, температура регистрировалась с помощью инфракрасного пирометра Cyclops 100, оборудованного лазерным целеуказателем) с последующей выдержкой при температуре насыщения в течение времени, указанного в подрисуночной подписи. График роста толщины диффузионного слоя показан на рисунке 2. На каждую точку графика приходилось не менее 10 измерений толщины слоя, исходя из которых высчитывалось алгебраическое среднее.

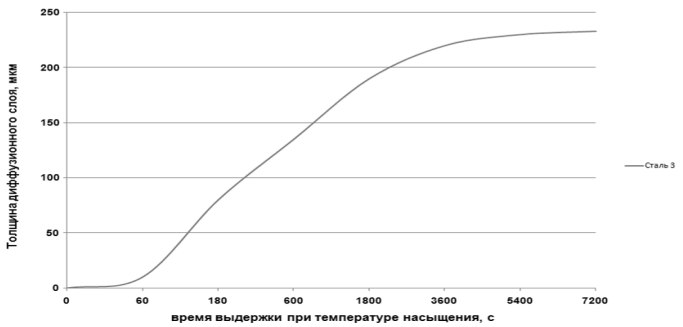


Рисунок 2. Кинетика роста диффузионного слоя на стали при диффузионном борировании с помощью газопламенного нагрева.

Как видно из приведенных фотографий микроструктуры и графика кинетики роста толщины диффузионного слоя, наибольшая скорость роста диффузионного слоя наблюдается при времени выдержки от 90 до 1800 секунд. При этом образуются диффузионные слои достаточной для работы изделия толщины.

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОФАЗНЫХ ПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕДЬ-МОЛИБДЕН

Ильинский А.И., Зубков А.И., Лябук С.И.

Национальный технический университет „Харьковский политехнический институт”

21 Фрунзе, 61002 Харьков, Украина

ilinskialeks@mail.ru

Новые материалы в виде пленок и покрытий, получаемые на основе PVD-технологии, обладают высокими функциональными свойствами и представляют значительный интерес для приборостроения, электроники и точного машиностроения. Особенно перспективны субмикрокристаллические композиты с нанодисперсными частицами упрочняющей тугоплавкой фазы, сочетающие уникальные механические (прочность, пластичность) и физические (электро- и теплопроводность) свойства. Практическое использование подобных неравновесных объектов сталкивается с проблемой их размерной нестабильности из-за развития релаксационных процессов под влиянием температурного воздействия, остаточных и эксплуатационных напряжений.

Целью работы явилось изучение влияния нанодисперсных частиц Mo на деформационное поведение и релаксационную стойкость пленок (фольг) Си-Mo, полученных PVD-методом.

Исследовались объекты толщиной 40 ± 5 мкм с содержанием Mo от 0,3до 1,2 об.%, которые подвергались ступенчатому отжигу при 900^0C в интервале 2-15 часов. Средний размер зерна сохранялся практически неизменным (около 1 мкм), тогда как размер частиц d возрастал от 5 нм до 45 нм. Частицы Mo выявляются в виде локальных элементов контраста, достаточно равномерно распределенных в теле зерна. Частицы имеют кристаллическую структуру, соответствующую ОЦК-решетке молибдена. Отжиг приводит к закономерному росту частиц, при этом наиболее крупные частицы расположены по границам зерен. Этот факт свидетельствует о превалирующей роли зернограничной диффузии. Отметим также, что обогащение границ частицами Mo происходит за счет приграничных объемов. Средний размер частиц определялся на основе обработки гистограмм.

Согласно представлениям о природе дисперсного упрочнения, рост частиц (от 5 до 45 нм) и, следовательно, рост межчастичного расстояния сопровождается, плавным трехкратным снижением предела текучести – от 0,6 до 0,2 ГПа. Что касается относительной глубины релаксации $\Delta\sigma/\sigma_0$, то она изменяется немонотонно, – после заметного снижения на кривой появляется максимум, высота которого близка к исходным значениям релаксационной стойкости.

Проанализируем этот новый неожиданный результат. Релаксация напряжений в композитах определяется дисперсностью зерен и частиц или, иными словами, плотностью межфазных границ раздела, являющихся эффективными источниками дислокаций. Определенный вклад вносят также дефекты кристаллической решетки разного масштаба – от дислокационных скоплений до микропор. Отжиг при 900^0C приводит к значительному снижению количества дефектов и укрупнению частиц Mo в 9 раз. Эти факторы способствуют уменьшению $\Delta\sigma/\sigma_0$ и, соответственно, росту релаксационной стойкости. Однако, с увеличением размера частиц до 30 нм параметр $\Delta\sigma/\sigma_0$ вновь возрастает, что может быть связано с обогащением при отжиге границ зерен частицами Mo и их последующей коалесценцией.

ОБРАЗОВАНИЕ И ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Инсепов З., Куксин А.Ю., Норман Г.Э., Стегайлов В.В., Стариков С.В., Янилкин А.В.

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия
alexey.kuksin@gmail.com

Дислокационные петли и более мелкие кластеры точечных дефектов играют важную роль в эволюции микроструктуры и разрушении материалов под действием облучения ионами, нейтронами. Их подвижность изучается как экспериментально, так и с помощью атомистического моделирования [S.L. Dudarev, M.R. Gilbert, K. Arakawa, H. Mori, Z. Yao, M.L. Jenkins, P.M. Derlet, Phys. Rev. B. 81 (2010) 224107.] (методов молекулярной динамики и функционала электронной плотности). С помощью современных методов электронной микроскопии [Yu.N. Osetsky, D.J. Bacon, A. Serra, B.N. Singh, S.I. Golubov, Philos. Mag. 83 (2003) 61.] удается напрямую оценить диффузионные характеристики довольно больших петель. Но взаимосвязь между результатами экспериментов и расчетов [M.L. Jenkins, Z. Yao, M. Hernández-Mayoral, M.A. Kirk, J. Nucl. Mater. 389 (2009) 197. K. Arakawa, K. Ono, M. Isshiki, K. Mimura, M. Uchikoshi, H. Mori, Science 318 (2007) 956.] пока остается не до конца ясной. В данной работе на примере молибдена Mo представлены результаты исследования методом молекулярной динамики образования дислокационных петель вакансионного и межузельного типа в каскадах столкновений и их термически активируемой подвижности. Моделирование проводится с помощью потенциала классической молекулярной динамики, построенного с учетом свойств дефектов. А именно, он воспроизводит энергии основных структур дефектов в соответствии с расчетами методом функционала электронной плотности.

Проведено молекулярно-динамическое моделирование каскадов столкновений, развивающихся под действием ионов Xe с энергиями порядка 10 кэВ. Кластеры из межузельных атомов, образующиеся непосредственно в каскадах, довольно маленькие (2-5 межузельных атомов). Рост больших кластеров происходит в результате их диффузионно-контролируемого слипания на больших временных масштабах. Большинство образующихся кластеров имеют очень высокую подвижность: их перемещение близко к быстрой диффузии вдоль направления типа <111> с переменой направления движения на другое эквивалентное, что характерно для краудионов в оцк металлах. Неподвижные кластеры межузельных атомов менее стабильны и со временем происходит их перестройка к структуре подвижных кластеров. Малые кластеры вакансий практически неподвижны на масштабах наносекунд. Однако в некоторых расчетах наблюдалось образование больших вакансионных петель, подвижность которых сравнима с подвижностью кластеров межузельных атомов тех же размеров. Выявлены механизмы, приводящие к образованию таких больших дислокационных петель на ранних стадиях развития столкновительного каскада: как в объеме, так и на поверхности металла. Подвижность дислокационных петель существенно меняется при наличии точечных дефектов в материале. Проведено исследование подвижности дислокаций (в динамическом режиме, где скорость ограничивается фононным трением) в зависимости от концентрации точечных дефектов. В Mo увеличение концентрации дефектов приводит к возрастанию коэффициента трения, в то время как в Cu меняется только критическое напряжение, необходимое для движения дислокации.
Работа поддержана грантом Президента РФ МК-3174.2011.8.

ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ДВУМЕРНЫХ МАГНЕТИКОВ – РОЛЬ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ

Иунин Ю.Л., Никитенко В.И.

Учреждение Российской академии наук Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия, iunin@issp.ac.ru

Интенсивные исследования квазидвумерных магнетиков с перпендикулярной анизотропией в последние годы стимулируются перспективами решения фундаментальных проблем физики низкоразмерных систем, а также возможностями их практического использования при создании магнитных и магнитооптических элементов памяти и в спинтронике. Понижение размерности системы приводит, как правило, не только к количественному изменению ее характеристик, но также к появлению качественно новых, не наблюдающихся в образцах большей размерности. Так, с уменьшением размерности магнетика, при переходе к ультратонким слоям, наиболее существенную роль начинают играть такие дефекты кристаллической решетки, как поверхность и границы раздела фаз, что определяет появление нового типа магнитной анизотропии – перпендикулярной. Атомная структура вещества неизбежно определяет островковый механизм роста слоев и вступление в игру нового типа дефектов – дефектов структуры интерфейса: островков, ступенек, пинхолов. Они, в свою очередь, определяют появление новых, не наблюдающихся в объемных образцах особенностей перемагничивания [1–4]. Структура интерфейса играет также существенную роль в межслоевом обменном взаимодействии многослойных структур, состоящих из магнитных слоев, разделенных немагнитными прослойками и связанных косвенным обменным взаимодействием [5].

В данной работе мы исследовали особенности зарождения и движения ДГ в трехслойной ультратонкой структуре Co(0,6 нм)/Pt(*d*)/Co(0,6 нм) с перпендикулярной анизотропией с толщиной платиновой прослойки *d* непрерывно изменяющейся от 1 до 10 нм. Исследования проводились *in situ* методом магнитооптической керровской микроскопии. Были получены зависимости поля зарождения и скорости ДГ от толщины немагнитной прослойки (*d*). Обнаружено, что в области толщин $d \sim 5{,}5$ нм наблюдается переход от режима связанного зарождения и движения ДГ в слоях к их неодновременному зарождению и движению с различными скоростями. В этой же области наблюдается также качественное изменение вида измеренных зависимостей: резкое изменение скорости и поля зарождения ДГ при малых толщинах платиновой прослойки ($d < 5{,}5$ нм) сменяется их слабой зависимостью от толщины платиновой прослойки при $d > 5{,}5$ нм. При этом скорости движения ДГ при циклировании магнитного поля (переходе от параллельного намагничивания слоев к антипараллельному и обратно) различны. Обнаруженная асимметрия может быть объяснена косвенным обменным взаимодействием между слоями кобальта. Асимметрия активности центров зарождения доменов наблюдается в обменно связанных слоях при всех толщинах немагнитной прослойки. Возможные механизмы обнаруженных эффектов обсуждаются с учетом влияния дефектной структуры ультратонких слоев и интерфейса, формирующейся при их росте.

[1] Y.L. Iunin, Y.P. Kabanov, V.I. Nikitenko, et al., Phys. Rev. Lett. **98**, 117204 (2007).
[2] Y.L. Iunin, Y.P. Kabanov, V.I. Nikitenko, et al., JMMM **320**, 2044 (2008).
[3] P.J. Metaxas, R. L. Stamps, J. P. Jamet, et al., Phys. Rev. Lett. **104,** 237206 (2010).
[4] A. Berger, S. Mangin, J. McCord, et al., Phys. Rev. B **82**, 104423 (2010).
[5] J. Moritz, F. Garcia, J.C. Toussaint, et al., Europhys. Lett. **65**, 123 (2004).

СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОМ СПЛАВЕ Al-Li-Cu-Zr

Кайгородова Л.И., Распосиенко Д.Ю., Пилюгин В.П., Пушин В.Г.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

LIKaigorodova@mail.ru

Выдержка при комнатной температуре является неизбежным этапом в технологической цепи термомеханической обработки металлических материалов. В работе выполнено исследование влияния длительного вылеживания на размерную и фазовую стабильность нанокристаллической структуры, сформированной в модифицированном сплаве 1450 системы Al-Li-Cu-Zr-Sc-Mg в процессе интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением большеразмерных образцов, а также при последующем низкотемпературном отжиге.

Рентгеноструктурное исследование показало, что вылеживание сплава после интенсивной пластической деформации кручением в течение 18 месяцев приводит к частичной релаксации накопленных при деформации напряжений. Электронно-микроскопическое изучение позволило установить, что это связано с трансформацией нанофрагментированной структуры в нанокристаллическую по механизму in situ рекристаллизации, что подтверждает наблюдение равноосных нанозерен с хорошо сформировавшимися границами.

Дисперсность и однородность образовавшейся рекристаллизованной нанокристаллической структуры зависят от режима интенсивной пластической деформации. Так, в случае давления 4 ГПа при угле поворота $\varphi = 0{,}5\ \pi$ рад размер зерен колеблется в интервале 50 – 150 нм. Возрастание угла φ до π рад приводит к сужению этого интервала до 50 – 100 нм. При $\varphi = 2\ \pi$ рад средний размер зерен составляет 50 – 80 нм, а при $\varphi = 10\ \pi$ рад - 50 – 70 нм. Повышение давления до 8 ГПа и угла φ до $20\ \pi$ рад увеличивает разнозернистость: нанозерен в пределах от 40 до 110 нм, что можно связать с динамической рекристаллизацией.

Образование рекристаллизованного наноструктурного состояния сопровождается, в частности, исчезновением возникших при интенсивной пластической деформации дипольных границ. При вылеживании сплава, подвергнутого интенсивной пластической деформации, наряду с низкотемпературной рекристаллизацией реализуется естественное старение, в процессе которого первоначально гетерогенно выделяются стабильные фазы T2(Al_6CuLi_3) и S1(Al_2LiMg). Возрастание длительности вылеживания наряду с продолжением гетерогенного выделения на дефектах уже сопровождается гомогенным внутризеренным выделением этих фаз. Отметим, что в сплаве с обычной микрокристаллической структурой при вылеживании образуются другие, метастабильные фазы δ' (Al_3Li) и θ'(Al_2Cu).

Обнаружено, что нанокристаллическая рекристаллизованная структура, сформировавшаяся в деформированном сплаве при низкотемпературном старении, в процессе длительного вылеживания сохраняет свою стабильность: размер нанокристаллических зерен и фазовый состав сплава остаются практически постоянными.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni-Mn-In НА МАРТЕНСИТНЫЕ И МАГНИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Калетина Ю. В., Счастливцев В. М., Фокина Е. А.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

kaletina@imp.uran.ru

Интерес к синтезированию и исследованию новых металлических ферромагнитных материалов, обладающих рядом уникальных свойств, таких как эффект памяти формы, сверхпластичность, гигантский магнитокалорический эффект связан с потенциальными возможностями для их все более широкого применения в современной технике.

Цель настоящей работы заключалась в получении ферромагнитных сплавов, обладающих близкими к комнатной значениями температур мартенситного и магнитного переходов, и исследовании закономерностей структурных и магнитных превращений.

Исследовали систему сплавов на основе $Ni_{47-x}Mn_{42+x}In_{11}$ (где x от 0 до 2), выплавленных в атмосфере аргона и подвергнутых отжигу при 1123 К в течение 24 ч. После отжига при 1123 К и последующего охлаждения сплавы имеют поликристаллическую структуру. Размер зерна в сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ составлял 200 мкм и выше. Сплавы $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ и $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ имели более мелкое зерно ~100 мкм.

При охлаждении во всех сплавах наблюдали структурный фазовый переход мартенситного типа. Дополнительный нагрев до 1123 К, 30 мин с охлаждением на воздухе не приводит к микроструктурным изменениям в сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$. Мартенситные кристаллы группируются в образования похожие на пакеты подобно структуре мартенсита в конструкционных сталях. Внутри пакета длинные оси кристаллов, как правило, параллельны друг другу. В структуре двух других сплавов наблюдаются структурные изменения. Внутри зерен присутствовали выделения игольчатой формы, обогащенные никелем. Размер игл достигал длины от 4 до 25 мкм. Толщина составила 0,8-1 мкм. По границам зерен наблюдали выделения неправильной формы, обогащенные марганцем.

Показано, что с изменением соотношения никеля и марганца (at.% Ni/at. %Mn) от 1,12 до 1,02 в сплавах системы $Ni_{47-x}Mn_{42+x}In_{11}$ (где x от 0 до 2), а именно при замещении атомов никеля атомами марганца и содержании индия в количестве 11 ат. %, средняя концентрация валентных электронов на атом *e/a* понижается с 7,97 до 7,91. Определены температуры мартенситного и магнитного превращений.

Установлено, что с уменьшением электронной концентрации *e/a* в исследуемых сплавах понижаются температуры прямого и обратного мартенситного превращения. В сплаве $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ при охлаждении наблюдается ферромагнитное превращение как в исходной аустенитной фазе, так и в образующейся мартенситной фазе. В сплавах $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$, $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ ферромагнитного превращения в мартенсите не наблюдали.

Таким образом, изменение химического состава сплавов на основе системы Ni-Mn-In оказывает влияние не только на изменение температур мартенситного превращения, но и существенно влияет на магнитные превращения исходной и образующейся фазы.

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ НА ЭВОЛЮЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ НЕЕ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.
Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону, Россия
E-mail: karp@math.rsu.ru

Оценивание влияния формы вершины трещины на характеристики разрушения является актуальной задачей механики разрушения. Для хрупкой трещины (в кристалле α-Fe) величину радиуса вершины ρ можно оценить $\rho = 0.726$ нм (около 3 постоянных решетки) [1]. Отсюда следует [1], что хрупкую трещину в приближении механики сплошной среды, следует рассматривать как разрез с $\rho \to 0$. Расчеты [1] подтвердили прямую зависимость ρ и вязкости разрушения: чем острее трещина, тем ниже вязкость разрушения. Однако пластическая деформация у вершины трещины в нагруженном образце существенно затупляет трещину [2]. Взаимное влияние формы вершины трещины и распределение пластической деформации в ее окрестности существенно меняет оценку в [1]. В частности, взаимодействие трещины и пластической деформации определяет условие вязко-хрупкого перехода, которое обычно связывают с критическим значением ρ.

В данном сообщении выполнен расчет пластической деформации у вершины трещины в кристалле, которая обусловлена движением дислокаций по плоскостям легкого скольжения при совместном действии тепловых флуктуаций и сдвигового напряжения. Расчет выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения и соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига (мода I + мода II). В результате расчета получены временные распределения пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения, коэффициентов интенсивности напряжения (КИН) при монотонном нагружении кристалла до заданного предела и дальнейшего процесса релаксации до установления равновесия распределений при постоянной величине внешней нагрузки. Далее результаты расчета КИН использовались для оценки прогноза направления роста трещины. Исследованы различные формы трещины: трещина-разрез, клинообразная, параболическая и другие формы вершины трещины, а также влияние несингулярных компонент тензора напряжения (T – напряжения) [3]. Обсуждаются критерии вязко-хрупкого перехода при различных формах вершины трещины. Численные расчеты выполнены для кристалла α-Fe.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 10-08-00839-а).

1. Li Z., Ji C., Li Y., Xu L.R.. The brittle fracture criterion based on the maximum tensile stress on the surface of blunt crack tip //Mechanics Research Communication, 2007. V.34. p. 472-477.
2. Narasimhan R., Subramanya H.Y., Patil S.D., Tandaiya P., Ramamurty U. Stationary crack tip fields in elastic-plastic solids: an overview of recent numerical simulations. // J. Phys. D: Appl. Phys., 2009. V. 42. 214005.
3. Карпинский Д.Н., Санников С.В. Влияние T- напряжений на эволюцию пластической деформации у вершины трещины в кристалле при смешанной моде нагружения. //Деформация и разрушение материалов, 2009. №2. С.20-24.

ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Nb-Si И Nb-Al С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Карпов М.И.[1], Коржов В.П.[1], Внуков В.И.[1], Прохоров Д.В.[1], Желтякова И.С.[2], Семенов В.Н.[2], Кийко В.М.[1], Толстун А.Н.[1], Колобов Ю.Р.[2], Голосов Е.В.[2]

[1]Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
[2] Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» НИУ БелГУ
E-mail: karpov@issp.ac.ru

Представлены результаты исследования структуры и свойств образцов сплавов двойных систем Nb-Si и Nb-Al, полученных с помощью 3-х видов технологических процессов: порошковой металлургии (Nb-Al), направленной кристаллизации эвтектик (Nb-Si) и методом создания слоистых структур (Nb-Si и Nb-Al). Результаты измерения кратковременной прочности при температуре 1300 °C показали значения 250-425 МПа. 100-часовая прочность при этой температуре, определенная по результатам испытания на ползучесть, у образцов, полученных методом направленной кристаллизации, достигала 42 МПа.

EVIDENCE FOR THE KEY ROLE OF DEFORMATION AT PHASE TRANSITIONS

Valery P. Kisel
Institute of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr., kisel@issp.ac.ru

Recent work demonstrates the opposite effect of tensile or compression stresses on the displacement sign of ΔT in temperature T_C of semiconductor-metal phase transition in thin films of semiconductor VO_2 [1]. *This fact again directly confirms the key deformation origin of various phase transitions* in different materials. The identical scaling curve of the deformation stresses for start, multiplication and fracture flow in all crystals under all tests confirms the same dislocation-like mechanisms for deformation of matter including biological tissues under magnetic fields [2-4]. Tensile and compression stresses differently influences the mobility of screw dislocations in simple lattices like NaCl and in semiconductors: in alkali halides the compression stress shrink the stacking fault thus decreasing the lattice drag to glide and climb of split dislocations with larger double cross-slip jogs and kinks, while in semiconductors with their fine jogs and kinks in hard lattice the same effect of tensile stress – the lower lattice drag is due to the higher dislocation stacking faults which prompt the decrease of jog heights and kink sizes and densities with their lower climb and drag thus increasing the glide of dislocation charge carriers [2]. Our model of the key role of dislocation-like cross-slip and climb jogs and kinks in different matter explains the shift of the temperature T_C of semiconductor-metal transition in VO_2 to the *higher temperatures under tensile stresses* [1] due to the lower density of jogs and kinks with charge carriers, and the opposite shift of T_C to the *lower temperatures under compression* [1] is due to higher dislocation drag for jog-kink charge transfer and thus the necessity of the additional lower temperature lattice stress contraction [2].

1. V. N. Andreev, V. A. Klimov. Fiz. Tverd. Tela, 2011, v. 53, iss. 3, pp 538-543.
2. V.P. Kisel, arXiv.org/abs/0905.4428v1 (2009).
3. V.P. Kisel, K.A. Treskunov. VI Intern.Sci.Conf, 14-15.12.2006, Chernogolovka, pp 74-92.
4. V.P. Kisel. *In*: Almanac "Gerontology and Geriatrics" No 9, Prosvetitel, M., 2010, pp 66-70.

DIRECT EVIDENCE FOR THE KEY ROLE OF DEFORMATION IN MAGNETIC PHASE TRANSITIONS

Valery. P. Kisel
Institute of Solid State Physics, 142432 Chernogolovka, Moscow distr, Russia;
kisel@issp.ac.ru

The experiments give more confirmations that deformation plays the vital role in phase transitions.

1. The key role of deformation at ferromagnetic ordering of semiconductor ZnO at room T manifests in changes of lattice parameters, the appearance of vacancies and defects and second phases.
2. The same scaling of magnetic dendrite and field starting points for the motion (H_{c1}) vs multiplication (H_{c2}) in magnetic lattices (MLs) of type II superconductors and the same deformation stresses in crystals under different tests [1] .
3. The same properties of asymmetry motion of deformation modes [2], magnetic or electric domain walls, vortices in superconductors (SC_s) are like the hysteretic Bauschinger effect in plasticity [2-4].
4. Recent works on microwires [6] and ultrathin Co films with perpendicular anisotropy point to the key role of both in-plane and perpendicular magnetic fields on the increasing velocity of domains[5]
5. The quasi-linear proportionalities between magnetization M(T), permittivity ε(T) and dislocation flow stress $\sigma_{flow}(T)$ [1] are in line with the above conclusions. The close interconnection of M(H) and polarization P(E) (E is electric field for ferroelectrics) is evident in multiferroics.

1. Kisel V.P., Kisel N.S. Mater. Sci. Eng A., v. 309-310, p. 356 (2001)
2. Kisel V.P., Erofeeva S.A., Shikhsaidov M.Sh. Phil. Mag. (London), v. 67A, 343 (1993).
3. Kisel V.P., arXiv.org/abs/0905.4428v1 (2009).
4. Uspenskaya L., Nurgaliev T., Miteva S. Acta Physica Polonica A, v. 117, p. 207 (2010).
5. Zhukova V., Blanco J.M., Ipatov M., Zhukov A. J. Appl. Phys., v. 106, 113914 (2009).

DEFORMATION HARDENING AND SOFTENING IN SEMICONDUCTORS

V. P. Kisel, S.A. Erofeeva
Institute of Solid State Physics, 142432 Chernogolovka, Moscow district, kisel@issp.ac.ru

The variation of the number and pathlengths of mobile α- and 60^{o}- dislocations was measured in pure single crystals of InSb under shear stress τ, load pulse length *t*, load rate dτ/dt, dislocation restore time t_{res} between the loading pulses and their frequency *f* at temperature $T=0.54T_m$ (T_m is crystal melting point). It is shown that dislocation retardation and then their full stop (the so-called deformation hardening of crystals for plastic flow) under micro-creep, dynamical and fatigue stresses is concerned with the double cross slip (DCS) of dislocation screw components and the accumulation of non-conservative jogs on the dislocations [1]. It is worth stressing that the rise in *f* and t_{res} *non-monotonously change the InSb hardening to softening identically to the influence of* t_{res} *in the experiments by O. Troitskii with electric-pulse loadings* at electroplastic effect of Zn (77K).

At fatigue loadings there are a lot of flat-bottomed etch pits – dislocation dipoles at DCS jogs - in the wakes of mobile screws observed earlier in LiF [J.J. Gilman], elemental semiconductors [W.C. Dash, V.I. Nikitenko et al.], etc. and the sizes of these etch pits decrease and their density increases with the stress rise due to dislocation DCS dipoles of screw components [2]. This conclusion is confirmed by the scaling of the flow stresses for the dislocation motion and multiplication along the deformation curves of all crystals types [1] and by the identical scaling of the probabilities for dislocation DCS and the yield stresses in various crystals of LiF, NaCl and Cu at 4.2- 300K [2,3].

1.N.S. Kissel, V.P. Kisel. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, pp 97-101
2.B.I. Smirnov. Dislocation structure and crystal hardening.L.,Nauka,1981, 80-84, 174-191.
3.O.V. Klyavin. Physics of crystal plasticity at He temperatures. M.,Nauka,1987, 94-101

LORENTZ FORCE EFFECTS IN SOLIDS, LIQUIDS AND BIOLOGICAL TISSUES UNDER HIGH, MODERATE AND ULTRALOW MAGNETIC FIELDS

Valery P. Kisel
Institute of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr., kisel@issp.ac.ru

Facts do not cease to exist because they are ignored.
Aldous Huxley

There is the effect of high (**B**~T-mT), low (L**B**, **B**~μT) and ultra low (UL**B**, **B**~nT-pT) magnetic fields **B** on solids, liquids, chemical reactions, plasma, gases, phase transitions (PT), biological tissues (BT), cells and organisms [1-3]. The absolute majority of experiments in BT show the effects of $\mathbf{B}_M$/ULB ~ 20-50 under geomagnetic field $\mathbf{B}_{GM}$ [1] and exhibit the typical features of physiological stress, depend on BT frequency and amplitude, direction of **B** [1-3].

The deformation stiffening of BT under a physiological stress [4], weak stressing of BT is identical to the deformation softening thus producing the tissue defects – reactive oxygen species (ROS) like it is in solids (point and linear defects, etc.), liquids, etc. Changes in dislocation mobility in solids under UL**B,** L**B,** H**B** and LB/ULB effects in BT and liquids [1] show the maximum field effect if the **B** direction is normal to the mobility direction of charged jogs and kinks on the mobile dislocations. This is the direct evidence for the key role of Lorentz force in magnetoplastic effect in various matter [1] and hardening-softening of BT [2].

The additional amplitude-and-frequency-modulated hardening or softening of BT [1,2], thus changing the frequencies of disease exacerbations which are identical to the serrated flow of crystals under two-stress loadings: the quasi-static stress and the imposed small ultrasound stresses (the so-called Blaha-Langenecker effect in solids, 1955) [5].

1. V.P. Kisel, K.A. Treskunov. VI Intern. Sci. Conf., 4-15.12.2006, Chernogolovka, pp 74-92.
2. V.P.Kisel, arXiv.org/abs/0905.4428v1(2009);
3. V.V. Lednev, N.A. Belova, A.M. Ermakov et al. Biofizika, 2008,v. 53, iss. 6, pp 1129-1137.
4. F. Z. Meerson, L. S. Katkova et al. Bull. Exper. Biol. Med. 1983, No 12, pp 25-28.
5. A.V. Lebedev,Yu.A. Burenkov, T.I. Golubenko. Fiz. Tverd. Tela,1993, v.35,No 2, pp 420-430

GENERAL SCALING OF SERRATED DEFORMATION AT PHASE TRANSITIONS

Valery P. Kisel
Institute of Solid State Physics, 142432 Chernogolovka, Moscow distr.,kisel@issp.ac.ru

Recent works give direct evidence for the scaling of flow stresses in solids along the whole deformation curves from atom-molecular scale (dislocation origin, motion and multiplication) [1-3] up to the fracture stresses [4-5] at all temperatures (T) and creep, dynamical up to shock stresses from single crystals up to nanostructures [6] and biological tissues (Kisel, this Abstract book). The general quasi-proportionality between dislocation origin, motion and multiplication stresses, fracture stresses irrefutably points to the identical key mechanisms of deformation flow [1-6] and phase transitions (PT) [7] based on dislocation double cross and kink slip (like it is at dislocation multiplication) [1,7], dislocation climb and athermal bowing [2] in various materials: metal glasses [4], magnetic and ferroelectric lattices, biological tissues, liquids, melts, plasmas, Bose-Einstein condensates, gases, etc. [7]. The work by V.A. Sadovskii et al. [8] showed the same correlation between the size distributions of microsize cells in ordinary materials, the Earth's global lithosphere plates and the sizes of planets.

The first part of the so-called Rutherford's puzzle [9] when at the α-decay the energy E→ of α-particles escaping from atomic nuclei are much less than the energy E← of opposite flying α-particles trying to enter the nuclei had been received the G. Gamow's well-known quantum-tunneling description for the first E→ effect. But our new approach to the quantum ambiguity effect is based on the deformation nature (Kisel, this Abstract book). So, the real picture of E→ and E← effects with the quasi-linear energy and velocity spectrums of escaping large α-particles in α-decay in comparison with continuous energy and velocity spectrums of small electrons with much less energies E and velocities in β-decay have to be explained by the same distributions of dislocation-like paths under hard (α-decay) and weak (β-decay) nuclei deformations of α- and electron (β-) particles with different sizes and energies and with typical Bauschinger effect in E→ and E← effects of hard nuclei in α-decay, etc. Small deformations make the effects of pres-sure and T on radioactive decay to be weak, and deformations at such PT [7] have discrete nature on different scales of observations from the nuclei (the so-called " magic numbers" for the stable states of various nuclei, radioactive decays, etc.) and atomic scales, the serrated motion of dislocations and macroscopic flow, the discrete sizes of their structures (lines, bands, cells, domens, recrystallized cells in nanostructures [10], fissures and cracks, etc.), superconductivity, etc. [7] up to the scales of the Universe (the discrete distributions of the sizes of comets, planets and Galaxies).Standard sample preparation for the studies of dislocation structure influence on various physical-chemical properties based on sample predeformation or high temperature annealing has to take in consideration the various jog-kink drag structure of dislocations and their grain boundaries [2] for comparing the behavior of different crystal structures (for the studies of Hall-Petch relation, electrical and thermal conductivity, etc.).

1. V.P. Kisel J. Phys. (Paris). 1985, v. 46, Suppl. No 12, pp C10 (529-532) .
2. V.P. Kisel. Physica Status Solidi (a), 1995 , v. 149, No 1, pp 61-68.
3. N.S. Kissel, V.P. Kisel Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, pp 97-101.
4. V.P. Kisel and N.I Novokhatskaya. In: Mechanical relaxation and fracture in non-crystalline solids. Eds M. Vazquez and A.Hernando, World Scientific, Singapore,1995, pp 84-90.
5. V.P. Kisel."Mechanisms,mechanics of damage,failure". Proc..XI Bien.Europ.Conf.on Fracture (ECF-11),Poitiers-Futuroscope,France,3-6.09.1996.EMAS,Warley,UK,1996.v. 1, pp 145-150.
6. V.P. Kisel.. 2nd Int. Conf.on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation (nanoSPD-2), 9-13.12.2002, University of Vienna, Austria, Book of Abstracts, P-3.11.
7. V.P Kisel., N.S. Kissel In: Functional Foods for Chronic Diseases, Richardson, TX (USA), ed. by Dr. Martirosyan D.M., p. 213 –234 (2006); V.P. Kisel, arXiv.org/abs/0905.4428v1(2009).
8. L.G.Bolkhovitinov, V.F.Pisarenko,V.A.Sadovskii. Izv. AN SSSR. Fizika Zemli,1982, No12.
9. E. Rutherford. Phil. Mag. S. 7, 1927 (Sept), v. 4, No 22, pp 580-605.
10.V.I.Bykov,V.A.Likhachev,Yu.A. Nikonov et al. Fiz. Metall.Metalloved.1978, v.45,p162-169.

DEFORMATION EXPLAINS THE PROPERTIES OF SOLID/FLUID He

V. P. Kisel
Institute of Solid State Physics, 142432 Chernogolovka, Russia kisel@issp.ac.ru

P.L Kapitza strictly confirmed the absolute principal role of slit hard walls (the so-called confinement effect) for the superfluid flow (and extremely high thermal conductivity, TC) in numerous experiments on ^{4}HeII phase [1a]. Then Landau referred to the same effect in water [1b]. Since that times attention was paid to the same properties of matter under work-hardening (WH), in micro- scale geometries [2-4, etc.]. Confinement of matter flow changes its all physical-chemical properties (the viscosity η(300K) of glycerin is 10^4 times smaller in nanoporous silica gel than in its bulk counterpart [4]) and phase transitions (PTs), etc. [2-3]. For example, supercooling of liquids [2], melts [5], the identical thermo-mechanical effect in water [2] and liquid He, where two phase states (water and ice, liquid He and HeII) differ in their density and rigidity-WH; the work [6] confirms the close relationship between microhardness and TC. The identical conditions are present in the so-called superfluidity and supersolidity of ^{4}He and BEC, cancer cells [7], superconductors [8], etc. and determine their domed dependences on interior and external actions. The energy spectrum for thermal excitations in liquid ^{4}He-II, where the energy is plotted as a function of momentum (T_λ >T>T=1.1K) [9], designates the atomic-scaled drag of He atom to move in the superfluid ^{4}He-II as a function of its displacement under external slow neutron particle. This deformation upper yield point (before the so-called "roton-hollow" part of the curve) is typical for many WH stress-strain curves in comparison with softening of the smooth and lower flow stress curves at higher temperatures (liquid ^{4}He at 4.2K)

1. P.L. Kapitza. J.Exp.Theor. Phys. 1941, v. 11, No 1, p. 1 (a).L.D. Landau. *Ibid*, No 6, p.592(b).
2. Ya.B. Gorelik, V.S. Kolunin. Priroda 2001 (Nature, Moscow), No 10, p. 7.
3. N.I. Red'kina, H.S. Khodakov. Ross. Khim. J. 2002, v. 46, No 3, p. 39.
4. A. Han, W. Lu, V. Punyamurtula et al. J. Appl. Phys. 2008, v. 104, p. 124908.
5. T.U. Schűlli, R. Daudin, G. Renaud et.al. Nature, 2010, v. 464, No 7292, p. 1174.
6. V. P. Zhuze, T.A. Kontorova. Zhurn. Tekhn. Fiz., 1958, v. 28, pp 1727
7. T.E. Werbowetski –Ogilvie et al. Nature Biotechnol. 2009, v. 27, p. 91.
8. I.N. Kuz'menko, V.V. Pustovalov. Scripta Metall. 1985, v. 19, No 6, p.685.
9.Yarnell, Arnold,Bendt, Kerr. Phys. Rev. Lett.1958, v.1, p. 9; Phys. Rev. 1959, v.113, p. 1379.

KEY ROLE OF DEFORMATION MECHANISMS IN INSULATOR-NORMAL, METAL-SUPERCONDUCTOR, NORMAL-SUPERFLUID TRANSITIONS

Kisel V.P.
Inst. of Solid State Physics, 142432 Chernogolovka, Moscow distr., kisel@issp.ac.ru

Laminar flow of liquids is equivalent to dislocation-like matrix shear up to slip lines (SL) and bands (SB), and the turbulent flow is the next stage of deformation: multiplication of dislocation- like defects (MD), grain-boundaries (GB) formation and the rotation of them in the direction approximately perpendicular to the shear direction. The identical work-hardening (WH) processes along the deformation curves are confirmed by the similar stress-, temperature-(T), impurity- concentration-state-dependences in microplasticity (number of movable dislocations and their mean pathlengths) and macroplasticity stages (strain, mean paths, width and density of SL-SB - dislocation sources and the mean interdislocation distances). Nuclear decay and flow of liquids, solids, gases, sols and gels in hard (soft) fine slits, and flow of particles (ionic, charged and neutral ones, electrons, fermions, bosons, atoms and molecules, etc.) in them proves the key role of classical mechanical work-hardening, WH (or work-softening, WS) effect of confinement walls on the properties of matter. The lowest WS due to SB localization- slip confinement increases phase transitions (PT): the extradeep penetration of high velocity iron microparticles into steel target at 77K as compared with 300K, high electroconductivity (EC) and insulate-normal-superconducting transition due to high WS after WH under cooling shrinkage or hard coating of samples (the proximity effect), higher diffusion coefficients in severe WH nanocrystalline structures, the so-called “quantum superfluidity and supersoli-dity” of He, water , glycerin, etc. in fine slits and low T, and explains oncogene activity and immortal fission of WH cancerous cells. The same physical-chemical effects at phase transitions as at plastic deformation (electromagnetic and acoustical emission at chemical reactions, particle emission at nuclear reactions, heat release or absorption, etc.), the same fountain effect in water-ice state and in so-called “superfluid He II” strictly confirms the deformation nature of PT. The external voltage (stress)-current (strain) plots repeat the stages of plastic flow from negative EC (yield tooth) up to the electrical breakdown (fracture); at low temperatures single electrons and Cooper’s pairs induce dislocation double cross slip around particles in the form of localized strains-ultrashort slip lines (phonons) and EC,σ-plots vs predeformation, strain, temperature, T, heat prehistory, shock stressses, σ, cooling/heating, hydrostatic pressure, irradiation, concentration increase of impurity phase, type and size distribution of impurities, lattice symmetry and density, magnetic field of high frequencies, "size-effects", orientation angle anisotropy, etc. are similar The non-monotonous T-behavior of thermal conductivity and its mechanisms are the same as the low/moderate/melting point T-yield stress anomalies too. The serrated properties of EC (Shubnikov-de Haas effect) and magnetic susceptibility χ (de Haas-van Alphen effect) are determined by magnetoplastic effect and serrated plasticity. The non-monotonous temperature behavior of thermal conductivity, TC, EC, is similar to the yield stress anomalies at low/moderate T and in the vicinity of the melting point in insulators, metal alloys, crystalline gases.

PARTICLE-WAVE DEFORMATION CONTROLS QUANTUM MECHANISMS

Valery P. Kisel.
Institute of Solid State Physics, 142432 Chernogolovka, Moscow, Russia,
kisel@issp.ac.ru

True knowledge is the knowledge of causes.
Galileo Galilei

I. Newton (1687) was the first to suggest *the particle origin* of light. In 1861 J. C. Maxwell unified the previous experimental and theory equations to the phenomenological mechanical *macro wave* theory of light and electromagnetism. The dual wave-particle properties of electromagnetic fields, EMFs was first proposed by L.-V.-P.-R. de Broglie (1924), and this was confirmed in multi-slit interference and diffraction experiments up to now]. There are a lot of evidences for the EMFs deformation during their flow. The A.H.L. Fizeau experiment (1851) established that the light behaved like material flow through the water. It is this light-medium interaction that linearly changed the rate of light with the A.J. Fresnel (1818) entraining coefficient ($1-1/\mathbf{n}^2$) where n is the refractive index. So the experiments like the A. Michelson (1881) et al. in air, for plasma double stars with extremely small $\mathbf{n}\sim1$ gave the constant rate of light, while in dense matter with $\mathbf{n} >1$ there are P. Cherenkov (1934) and galactic Ch. Doppler (1907) effects with noticeable changes of light rate. The interference pictures in two-slip interferometer for particle beams from the single ones to their confined consolidated particles flow in two-slit interferometers mean their wave deformation of complete samples with various densities. This finding explains the J.C. Wheeler's delayed choice test and the Einstein-Podolsky-Rosen paradox, etc. The correlated *discrete* jump-like motion of elemental excitations-dislocations and their ensembles (or phonons), groups of slip lines, bands and cells, fracture cracks and disintegrated parts at nano-, micro-, meso-, macro- and global scale lengths of deformation are characterized by the scaling of appropriate threshold flow stresses along the deformation curves for all materials and under all tests. These deformation steps are due to wave deformation which answers to de Broglie's correlation. The same scaling of discrete changes is typical for all PTs in all types of matter including universal macroscopic fluctuations of PTs under cosmophysical reasons (the S.E. Schnoll effects), Belousov-Zhabotinsky wave-chemical reactions, photons of EMFs, stepped crystal growth, radioactive decay and nuclear fission up to the Universe development, different scales of conductivity, charges and electric polarization, the integer and the so-called 'quantum' Hall effects, energy radiation and heat conductivity, magnetization (Barkhausen's drops), etc. up to the Universe development .

ДЕФОРМАЦИОННАЯ ПОЛИРОВКА КРИСТАЛЛОВ

Классен Н.В., Кобелев Н.П., Колыванов Е.Л.
Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка
klassen@issp.ac.ru

Технология деформационной полировки – наглядная иллюстрация практической полезности научных результатов школы Ю.А. Осипьяна по дислокационной физике кристаллов. Благодаря хорошо развитым представлениям о поведении дислокаций удалось не только создать экономичную альтернативу хорошо известным методам абразивной и химико – механической полировки, но и превзойти их по целому ряду характеристик. Значительное повышение микротвердости поверхности, подвергнутой деформационной полировке путем ее обжатия (разглаживания) оптически гладким пуансоном – результат вполне предсказуемый. Но снижение на порядок уровня микрошероховатости по сравнению с абразивной полировкой и многократное увеличение химической стойкости оптических поверхностей, наблюдаемые после деформационной полировки, позволяют существенно расширить понимание процессов локальных деформаций в приповерхностном слое и взаимодействия поверхности кристаллов с внешней средой. Например, оптика из щелочно – галоидных кристаллов, отличающихся своей гигроскопичностью, после обычной полировки мутнеет на открытом воздухе через одну – две недели из-за разъедания поверхности атмосферной влагой. Но такие же оптические элементы, прошедшие деформационную полировку, в тех же условиях стабильно работают без ухудшения параметров год и более. При этом микрошероховатость поверхности не превышает трех нанометров, в то время как после абразивной полировки она на порядок больше. Столь существенным улучшением атомарной гладкости поверхности можно в значительной степени объяснить повышение ее химической стойкости, т.к. после деформационной полировки многократно снижается поверхностная плотность ступенек, микротрещин и других дефектов, обычно служащих центрами адсорбции молекул из внешней среды и, соответственно, интенсифицирующих химическое взаимодействие с ними. А существенное улучшение микрошероховатости поверхности относительно разглаживающего ее пуансона – следствие изменения механизма пластического течения в наномасштабах, в результате чего обжимаемый материал не может затечь в царапины и другие углубления наноскопических размеров.

По химической чистоте приповерхностного слоя и абразивная, и химико – механическая обработка значительно уступают деформационной методике, что объясняется неизбежным применением в первых двух способах инородных химических веществ. Совокупность улучшений химической чистоты, атомарной гладкости, механической прочности и снижения адсорбционной активности кристаллов, подвергнутых деформационной полировке, создает широкие возможности для использования этой технологии при изготовлении оптических элементов, предназначенных для работы в экстремальных условиях. Это было убедительно продемонстрировано при организации производства оптических элементов для мощных лазеров, когда даже незначительный, казалось бы, дефект поверхности может сработать зародышем разрушения всего элемента. В настоящее время деформационная полировка используется для изготовления металлических зеркал, предназначенных для лазерной диагностики плазмы термоядерного реактора, разрабатываемого по международному проекту ИТЭР. В этом случае первое зеркало должно стоять в непосредственной близости от плазменного облака с температурой более 100 миллионов градусов, подвергаясь интенсивному тепловому облучению и бомбардировке ионами и нейтронами, а также опасности загрязнения оптической поверхности адсорбируемыми молекулами углеводородов. Испытания деформационно полированных образцов зеркал в НИЦ «Курчатовский институт» показали их перспективность для диагностики термоядерной плазмы.

Еще одно практически важное преимущество деформационной полировки – возможность обрабатывать поверхности любой геометрии (асферические, гофрированные и т.д.).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ, ТВЕРДОСТЬ И ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТАЛИ 10

Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2], Клевцова Н.А.[1], Рааб Г.И.[2], Караваева М.В.[2], Фесенюк М.В.[1], Кашапов М.Р.[1]

[1)] Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия, Klevtsov11948@mail.ru

[2)] Институт физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета, Уфа, Россия, RZValiev@mail.rb.ru

Известно, что равноканального угловое прессование (РКУП), формируя субмикрокристаллическую структуру, значительно повышает прочностные характеристики металлических материалов, однако снижает их пластические свойства.

В настоящей работе исследовали влияние режимов отжига на структуру, ударную вязкость и механизм разрушения наноструктурированной стали 10 (0,11 % С), полученной после 4 проходов РКУП (средний размер зерна 300 нм).

На рисунке представлено изменение от температуры отжига твердости стали 10 после 4 проходов РКУП. Видно, что интенсивное снижение твердости стали начинается при температуре отжига 500-550 ^{0}С. Так при температуре отжига 550 ^{0}С (см. табл.) имеет место незначительное снижение твердости, однако ударная вязкость повышается более чем в 6 раз, превышая ударную вязкость стали в исходном (микроструктурном) состоянии более чем в 3 раза. Микрорельеф разрушенной области образца – вязкий с ямочным микрорельефом. Отжиг наноструктурированной стали 10 при температуре 550 ^{0}С, как показали результаты исследования структуры стали на ПЭМ, практически не изменил размер зерен, хотя после отжига отсутствует явно выраженная полосчатая структура, а границы зерен стали более тонкие.

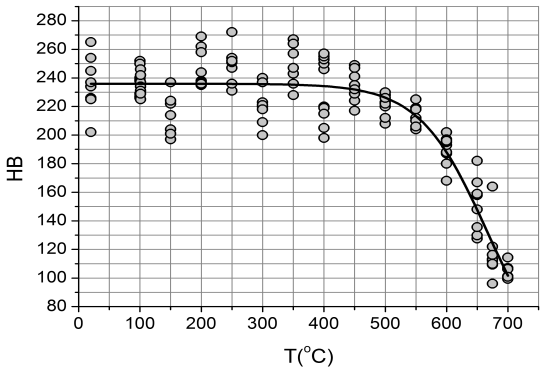


Рисунок – Влияние температуры отжига на твердость (НВ) стали 10 после РКУП

Таблица – Твердость и ударной вязкости (KCV) стали 10 в исходном состоянии, после РКУП и последующего отжига

Вид обработка	НВ	KCV, МДж/м^2
Исходное состояние	121	0,95
РКУП, 4 прохода	235	0,45
РКУП, 4 прохода + отжиг 550 ^{0}С	218	3,00↑ (Образец не разрушился)

Полученные результаты свидетельствуют о том, что отжиг наноструктурированной стали 10 при температуре 550 ^{0}С, приводит к незначительному снижению твердости стали, однако более чем в 6 раз повышает ее ударную вязкость.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (проект ФЦП № 3018) и РФФИ (проект № 11-08-00208).

Влияние газовых сред на процесс получения субмелкозернистых кристаллических порошковых материалов

О.В.Клявин, С.П.Никаноров, Ю.М.Чернов, В.В.Шпейзман
ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия.
klyavin @ mail.ioffe.ru

Явление дислокационно-динамической диффузии {1,2}, как новый механизм влияния внешней среды на физико-механические свойства твердых тел позволяет, при правильном подборе типа среды, влиять на интенсивность процесса диспергирования кристаллических материалов и получать из них субмелкозернистые и наноразмерные порошки. Оно имеет атермическую природу и заключается в динамическом проникновении частиц (атомов или молекул) внешней среды в твердые тела в процессе их пластической деформации и разрушения по зарождающимся и движущимся деформационным дефектам (например, дислокациям). Общность явления ДДД и его экспериментальные закономерности были изучены на широком круге кристаллических материалов с различным типом решетки и на аморфных пленках, деформированных в жидком и газообразном гелии и азоте (3-6). В настоящей работе на бисерной мельнице были выполнены эксперименты по диспергированию порошков рутила {TiO_2}и барита {$BaSO_4$}в различных газовых {воздух, азот, гелий} и жидких средах {вода, ксилол, лак, уайт-спирит}, аэрированных исследованными газами{7}.Измерения размеров частиц порошков выполнялось фотометрическим методом. Интенсивность диспергирования исследованных порошков резко повышается в среде гелия по сравнению со средой азота и воздуха {соответственно, в три и пять раз} в стандартных режимах их дробления. Размеры частиц порошков, диспергированных в гелии, достигают ~ 0,2 мкм. Влияние процесса аэрирования жидкостей исследованными газами, в которых диспергировались порошки, на размер их частиц оказалось слабым и различного знака в зависимости от типа газовой и жидкой среды. Полученные данные позволяют сделать вывод о высокой эффективности использования среды гелия для получения субмелкозернистых порошковых материалов. Они могут быть использованы для упрочнения поверхностных слоев кристаллических матриц и получения высокопрочных пленочных материалов, а также для создания энергосберегающей технологии дробления промышленного сырья различного назначения.

Работа поддержана: программа Президиума РАН « Квантовая физика конденсированных сред «, 11.1; Грант РФФИ № 09-08-00349-а.

Литература.

1. Klyavin O.V., Likhodedov N.P., Orlov A.N. Surf.Sci. 1990, V.33, №4, p.p. 259-384.
2. Клявин О.В. // ФТТ, 1993, т.35, №3, с.513.
3. Клявин О.В., Мамырин Б.А., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М. // ФТТ, 2005, т.47, №5, с. 817.
4. Клявин О.В, Николаев В.И., Смирнов Б.И., Хабарин Л.В.,Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. // ФТТ, 2007, т. 49, №9, с. 1590.
5. Клявин О.В., Николаев В.И., Смирнов Б.И., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. // ФТТ, 2008, т. 50, №8, с. 1402.
6. Клявин О.В., Николаев В.И., Поздняков О.Ф., Смирнов Б.И., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. // ФТТ,2010, т. 52, №12, с. 2336.
7. Клявин О.В., Дринберг А.С., Ицко Э.Ф.,Чернов Ю.М. // Лакокрасочная промышленность // 2009, №12, с. 14-17.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ В ВЫСОКО- И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТЯХ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ

Когтенкова О.А.[1], Страумал Б.Б.[1], Кучеев Ю.О.[1], Могильникова И.В.[1], Страумал А.Б.[1], Земба П.[2]

[1]*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия*

[2]*Институт металлургии и материаловедения ПАН, г. Краков, Польша*

koololga@issp.ac.ru

Изучение процессов, происходящих на границах раздела в поликристаллах, является важной областью физики твердого тела. Но, несмотря на это, подробное исследование фазовых переходов на границах зерен было начато сравнительно недавно. К таким переходам можно отнести фазовый переход смачивания. Он может наблюдаться в двух- и многокомпонентных системах. В результате такого фазового перехода граница зерен заменяется прослойкой зернограничной фазы. Условием реализации фазового перехода смачивания жидкой фазой является то, что при повышении температуры энергия границы зерен Σ_{GB} оказывается выше энергии двух границ раздела твердой и жидкой фаз. В этом случае граница зерен в равновесном контакте с жидкой фазой становится неустойчивой, и заменяется на слой жидкой фазы, которая проникает между зернами, разделяя их. Такие фазовые переходы смачивания наблюдали в системах Al–Sn, Zn–Sn, Cu–In, Al–Zn, Al–Mg и Al–Zn–Mg. Необходимо отметить, что образование зернограничных прослоек может происходить и в случае двух твердых фаз. При этом переход от неполного смачивания твердой фазой к полному может происходить как с повышением, так и с понижением температуры.

В системах Al–Zn и Al–Mg были изучены зернограничные фазовые переходы жидкофазного (выше линии объемного солидуса) и твердофазного (ниже объемного сольвуса) смачивания в поликристаллах с различным содержанием второго компонента. Исследования проводились с помощью высокоразрещающей электронной микроскопии и дифференциальной сканирующей калориметрии. Переход от неполного смачивания к полному в этих системах происходит по-разному:

1) В сплавах Al–Zn наблюдается фазовый переход смачивания жидкой и твердой фазами в двухфазных областях фазовой диаграммы. Переход от неполного смачивания жидкой фазой к полному происходит при повышении температуры, а переход от неполного смачивания твердой фазой к полному происходит при понижении температуры. В однофазной области фазовой диаграммы под линией объемного солидуса наблюдалось образование жидкоподобной прослойки, температурная область существования которой характеризуется дополнительным пиком на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии и наблюдением “аномальной” пластичности.

2) Сплавы Al–Mg характеризуются наличием фазового перехода смачивания жидкой и твердой фазами в двухфазных областях фазовой диаграммы. Переход от неполного смачивания жидкой и твердой фазами происходит при повышении температуры. На кривых дифференциальной сканирующей калориметрии, соответствующих однофазной области фазовой диаграммы появляются дополнительные минимумы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-3748.2011.8)

РОЛЬ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА В НАКОПЛЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ

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

ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»

г. Томск, Россия

E-mail: kozlov@tsuab.ru

Доклад посвящен установлению основных закономерностей накопления дислокаций при деформации металлических поликристаллов. Актуальность проблемы определяется тем, что сведений о накоплении дислокаций в поликристаллических агрегатах очень мало. Прямые измерения параметров дислокационной структуры в ультрамелкозернистых и наноматериалах вообще немногочисленны.

В настоящей работе исследование выполнялось методом ПЭМ на поликристаллах мезо- и микроуровня. Интервал средних размеров (d) зерен охватывал значения от 100 нм (микроуровень) до 1 мм (мезоуровень). Материалами исследования были: чистые металлы Cu и Ni, твердые растворы Ni-Fe, Cu-Mn и Cu-Al, дисперсно-упрочненный сплав Cu-Al-O, аустенитные и мартенситные стали. Интервал измеряемых плотностей дислокаций в исследуемых образцах простирался от $5\cdot10^{8}$ до $2\cdot10^{11}$ $см^{-2}$. В зернах поликристаллов изучались различные дислокационные структурные состояния, такие как однородная дислокационная структура и субструктуры: ячеистая, микрополосовая, фрагментированная и другие. Особое внимание было уделено геометрически необходимым дислокациям (ГНД).

Было установлено существование четырех критических размеров зерен. Они связаны: (1) с обнулением коэффициента Холла-Петча; (2) с формированием бездислокационных микрозерен, при этом происходит рост кривизны-кручения кристаллической решетки, дислокационное упрочнение заменяется дисклинационным; (3) с достижением равенства плотностей геометрически необходимых дислокаций и статистически запасенных; (4) с резким ослаблением роли размера зерна в накоплении дислокаций. Первые два критических размера зерен относятся к микроуровню, третий критический размер находится на границе микро- и мезоуровня. Четвёртый критический размер зерна относится к мезоуровню. Количественные измерения плотности дислокаций и среднего размера зерен показали, что мезо- и микроуровень различает принципиальная разница аналитической зависимости $\rho = f(d)$. На мезоуровне выполняется известное соотношение:

$$\rho \sim d^{-1}, \qquad (1)$$

на микроуровне выполняется другое соотношение:

$$\rho \sim d. \qquad (2)$$

Другим важным различием поведения поликристаллов микроуровня и мезоуровня является возрастание роли дисклинационного упрочнения при переходе к микрокристаллам. Прямыми измерениями показано, что плотность дисклинаций N пропорциональна d^{-1}.

В докладе обсуждаются механизмы упрочнения поликристаллов микроуровня. Наряду с дислокационными и дисклинационными механизмами упрочнения особое внимание уделяется полям напряжений, их источникам, кривизне-кручению кристаллической решетки.

ЯЧЕИСТАЯ ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА И ЕЁ РОЛЬ В УПРОЧНЕНИИ ГЦК ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

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

ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»

г. Томск, Россия

E-mail: koneva@tsuab.ru

Доклад обобщает цикл исследований, выполненных авторами и посвященных одной из самых важных дислокационных субструктур – ячеистой. Изучены закономерности формирования ячеистой дислокационной субструктуры (ДСС) при пластической деформации ГЦК поликристаллов сплавов систем Cu-Mn и Cu-Al (рисунок). Методом ПЭМ измерены и проанализированы основные параметры ячеистой ДСС: размер ячеек (Д), ширина их стенок (h), средняя скалярная плотность дислокаций (ρ), плотности дислокаций в стенках ячеек и в теле ячеек. Изучено поведение ячеистой ДСС от размера зерна, температуры деформации и концентрации твердого раствора. Особое внимание уделено исследованию совершенства ячеистой ДСС. В связи с этим были измерены доля замкнутых ячеек от степени деформации, плотность разориентированных границ ячеек и средний угол разориентировки. Изучена количественно концентрационная зависимость параметров ячеистой ДСС во всем интервале существования твердых растворов в системах Cu-Mn и Cu-Al. Установлено, что с ростом твердорастворного упрочнения τ_f в сплавах обеих систем ячеистая ДСС плавно переходит в ячеисто-сетчатую ДСС. Развитие ячеистой и ячеисто-сетчатой ДСС происходит в условиях процесса самоорганизации дислокационной структуры. Особое внимание уделено влиянию размера зерна и температуры деформации на эволюцию параметров ячеистой ДСС. При этом установлены новые закономерности субструктурных превращений, протекающих в ходе эволюции ячеистой ДСС при деформации. С использованием данных о параметрах ячеистой ДСС выполнен количественный анализ формирования прочностных свойств ячеистых субструктур. Установлена выполнимость соотношения $\sigma \sim \sqrt{\rho}$ при разных размерах зерен и температурах испытания (σ – напряжение течения). Твердорастворное упрочнение τ_f оказывается также пропорциональным $\sqrt{\rho}$. Субструктурное упрочнение, связанное с размером ячеек, $\sigma \sim Д^{-1}$, также реализуется. В исследованных сплавах имеет место поликристаллический барьерный эффект, подчиняющийся соотношению Холла-Петча, $\sigma \sim d^{-1/2}$.

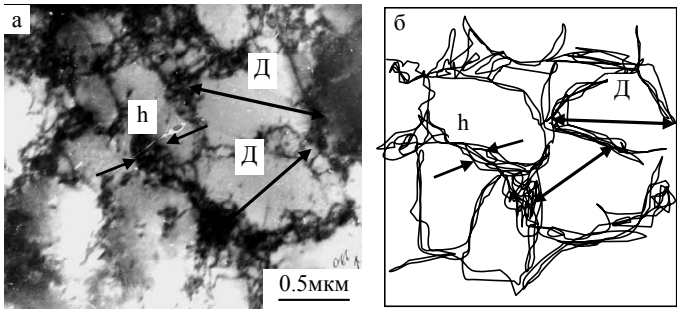


Рисунок. Электронно-микроскопическое изображение неразориентированной ячеистой субструктуры в сплаве Cu+5ат.%Al, деформированном при комнатной температуре, степень деформации ε = 5%, (а), и ее схема (б). Показаны размер ячеек Д и ширина их стенок h

На основе обобщения результатов исследований можно констатировать следующее: (1) формирование и эволюция ячеистой ДСС подчиняется определенным закономерностям; (2) исследование влияния температуры деформации и размера зерна показали, что существует несколько вариантов развития ячеистой ДСС; (3) физика субструктурного и дислокационного упрочнения получила новое подтверждение в большом интервале размеров зерен и концентрации твердых растворов; (4) основные дислокационные соотношения, описывающие упрочнение однофазных ГЦК материалов выполняются в широком интервале размеров зерен и температур деформации.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЯ

Коновалов С.В.[1], Старовацкая С.Н.[1], Столбоушкина О.А.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Громов В.Е.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
konovalov@physic.sibsiu.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Одной из задач материаловедения является управление свойствами материалов путем изменения их микроструктуры внешними воздействиями. В настоящей работе проведены исследования низкотемпературной ползучести алюминия. В процессе испытаний к образцам подводился электрический потенциал +1В. Такое воздействие существенно привело к существенному изменению скорости ползучести на установившейся стадии.

В связи с этим целью работы является определение фрактальной размерности поверхности разрушения алюминия при ползучести, анализ ее изменения при наложении малых потенциалов и установление связи с микро- и макропараметрами структуры алюминия. Анализ поверхности разрушения осуществлялся методами сканирующей электронной микроскопии. Рельеф поверхности разрушения анализировался путем определения фрактальной размерности **(***Df***)** фрактограмм алюминия. Для получения фрактальных характеристик была применена методика, реализующая метод вертикальных сечений Мандельброта. Цифровые изображения изломов алюминия, обрабатывались с помощью анализатора изображений «SIAMS Photolab» и разработанной методики «3D - визуализация». В результате такой обработки получался набор вертикальных сечений поверхностей излома, описывающих рельеф поверхности с точностью, определяемой величиной измерительного масштаба δ.

Испытания на ползучесть приводят к формированию поверхности разрушения с широким диапазоном размеров ямок вязкого излома. На больших ямках часто видны признаки деформации в виде серпантинного скольжения, волнистости (ряби), зоны вытяжки. Дальнейшая деформация по существу стирает детали рельефа. Возникновение такой сравнительно безрельефной поверхности разрушения обусловлено так называемой вытяжкой. Иногда этот рельеф рассматривается как результат декогезии по плоскости скольжения или вязкого скола.

Зависимость „шероховатости“ поверхности от измерительного масштаба ведет себя как фрактальная: падает с ростом δ, но близка к константе при самых больших значениях δ. Фрактальный анализ поверхности разрушения алюминия показал, что при деформации без наложения потенциала фрактальная размерность составила D_f = *2,2678*±0,0021, наложение потенциала приводит к увеличению значения D_f до *2,3064*±0,0011. Известно, что топография излома связана с прочностными и пластическими свойствами материала. Изменение фрактальной размерности свидетельствует об увеличении степени шероховатости структуры, что подтверждается результатами измерений размеров и количества ямок вязкого излома. Установлено, что при деформации без наложения потенциала средний размер ямок составляет 1,84±1,3 мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению среднего размера ямок вязкого излома в ~1,25 раза.

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-07-00172-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (госконтракт 16.740.11.0314)

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Коняев А.А., Толкачев В.Ф.

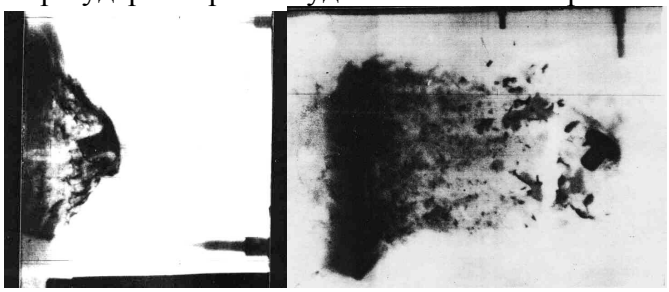
Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики Томского государственного университета, Томск, Россия. E-mail:tolk@niipmm.tsu.ru

По мере увеличения скорости соударения преград с ударниками в зоне контакта реализуются условия повышенных температур вплоть до плавления и испарения отдельных компонентов. В условиях повышенных термосиловых воздействий изделия из металлов и сплавов катастрофически разрушаются. Поэтому при повышенных скоростях соударения металлические материалы в зоне контакта подвержены интенсивным пластическим деформациям и быстро срабатываются, а конструкции из них не выполняют основные защитные функции. В последнее время в конструктивно-компоновочных схемах защитных конструкций активно используются различные виды композиционных материалов комбинированного строения с усиленными прочностными характеристиками в широком диапазоне ударных нагрузок.

В работе исследовано влияние физико-механических характеристик композитных материалов на противоударную стойкость в условиях ударного нагружения, выявлены особенности разрушения и установлены корреляционные соотношения, связывающие параметры макроразрушения с их динамическими прочностными характеристиками материалов для успешного применения композитов в качестве защитных элементов в преградах.

Проведено исследование противоударных характеристик из оксида алюминия Al_2O_3, карбида бора B_4C, карбида кремния SiC, стеклокерамик, наноструктурных керамик и металлокерамики на основе TiB_2+B_4C в условиях ударного сжатия. Данные металлокерамики обладают свойством фазово-структурного превращения при воздействии термосиловой нагрузки, повышенная трещиностойкость по сравнению со штатными керамиками Al_2O_3, B_4C, SiC,, что увеличивает вероятность применения этой металлокерамики в качестве составных элементов слоисто-разнесенной защиты. В эксперименте эффективность композитов определялась по относительному изменению глубины кратеров в плите-свидетеле с керамической пластиной и без нее. Диапазон скоростей удара удлинёнными и компактными бойками плотностью 3…18 г/см^3 составил 0,1…5,0 км/с. В опытах выявлено влияние формы ударника на механизм разрушения композита.

Получены характерные рентгенограммы разрушения и фрагментации керамик и металлокерамики при ударе стержнем удлинение 4 со скоростью 766 м/с.



Рентгенограмма пробития преграды из металлокерамики

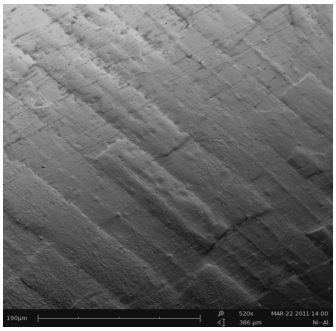
На основе проведенных исследований выявлены механизмы разрушения, характерные при высокоскоростном ударе по композитам.

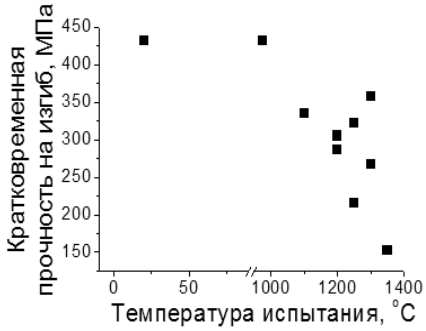
ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ НИОБИЯ И НИКЕЛЯ

Коржов В.П., Карпов М.И., Прохоров Д.В., Кийко В.М., Толстун А.Н.
Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия
korzhov@issp.ac.ru

Исследовались многослойные материалы из интерметаллидов Nb_3Al, Nb_5Si_3 и NiAl, полученные высокотемпературной (до 1700°C – для Nb_3Al и Nb_5Si_3 и до 1300°C – для NiAl) обработкой под давлением пакетов, набранных из чередующихся фольг Nb и Ni с фольгами из Al, в случае Nb_3Al и NiAl, и Nb-фольг с односторонним покрытием из Si-порошка, в случае Nb_5Si_3. Общее первоначальное количество слоёв ~100. Для изменения объёмного соотношения компонентов толщина Nb- и Ni-фольг изменялись в интервале от 20 до 40 *мкм* при толщине Al-фольги – 10 и 20 *мкм*.

Получаемая структура материала была двух типов: (1) чередование слоёв из достаточно пластичной фазы твёрдого раствора на основе Nb или Ni и слоёв жаропрочной интерметаллидной фазы и (2) слои из какой-либо одной фазы. Пример слоистой структуры, состоящей только из слоёв интерметаллида NiAl представлен на рис. 1.





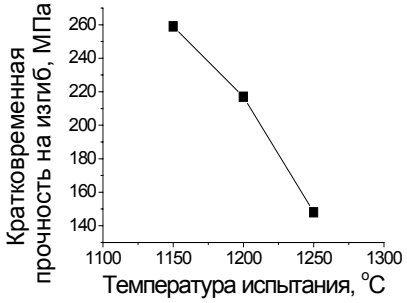


Рис. 1. Микроструктура травленого шлифа образца из пакета Ni/Al с отношением Ni:Al = 0,67 после высокотемпературной обработки при 1350°C в течение 1 *ч* под давлением ~20 *МПа*

Рис. 2. Кратковременная прочность на изгиб в зависимости от температуры испытания для Nb/Al с отношением Nb:Al = 4 после 30 минут выдержки при 1700°C и давлении 6,25 *МПа*

Рис. 3. То же для Nb/Si после 1700°C в течение 30 *мин* под давлением 6,45 *МПа*

После термообработки образцы представляли собой пластины размером ~40×60 $мм^2$ и толщиной 1,5-2,5 мм, из которых вырезались образцы для механических испытаний при комнатной и высоких температурах. Результаты испытаний на 3-точечный изгиб в температурном интервале от 1000 до 1350°C для многослойных образцов со слоями из интерметаллида Nb_3Al и для образцов, в которых основной фазой был интерметаллид Nb_5Si_3, в интервале 1150-1250°C приведены соответственно на рис. 2 и 3. Несмотря на большой разброс, можно видеть, что для Nb_3Al кратковременная прочность при 1250-1300°C достигала высоких значений, равных 220-350 *МПа*. Характерно, что при 1100°C прочность сохранялась на том же уровне, что и при комнатной температуре – 430 *МПа*.

Достаточно высокие значения кратковременной прочности при 1150-1200°C, равные 220-260 *МПа*, наблюдались и для образцов с интерметаллическим соединением из Nb и Si, которые имели далеко не оптимальную структуру. Кроме фазы Nb_5Si_3 они содержали ещё фазу $NbSi_2$ и ~20% твёрдого раствора Si в Nb.

Полученные результаты показали, что при оптимальных соотношениях между исходными компонентами и режимах термообработки под давлением, разрабатываемым нами методом можно получать жаропрочные слоистые материалы на основе тугоплавких интерметаллидов, способных работать при температурах вплоть до 1300-1350°C.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ СТАЛИ 09Г2С

Костерев В.Б.[1], Ефимов О.Ю.[1], Коновалов С.В.[2], Иванов Ю.Ф.[3], Белоусова Я.В.[2], Громов В.Е.[2]

[1]ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия
[2]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
gromov@physic.sibsiu.ru
[3]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Экспериментальные исследования структур и фазовых состояний, формирующихся в сечении изделий в результате термомеханической обработки, очень важны для понимания физической природы превращений, т.к. позволяют изменять структуру и механические характеристики. При этом получение требуемого комплекса прочностных и пластических свойств требует понимания физической природы структурных изменений всех уровней, протекающих в сталях при термомеханической обработке в процессе сложных деформационных и термических воздействий. И хотя практика применения термомеханического упрочнения проката известна давно, для получения требуемого комплекса прочностных и пластических свойств необходимо знание механизмов их формирования на различных структурно-масштабных уровнях для каждого конкретного вида изделий.

Материалом исследования являлись образцы из двутавровой балки ДП 155 из стали марки 09Г2С. Упрочнение двутавра проводили по технологии ускоренного охлаждения в линии сортового стана. Скорость прокатки варьировалась в пределах 4,5 – 6,0 м/с, давление воды 1,5 – 3,5 атм., температура перед холодильником 690 – 970 ^{0}C.

В результате проведения оптических и электронно-микроскопических исследований стали 09Г2С после ускоренного охлаждения установлено, что обработка стали не приводит к значимому изменению размера зерен в центре заготовки и в поверхностном слое. Однако, формирование в поверхностном слое кристаллов мартенсита и бейнита, границы раздела которых преимущественно относятся к большеугловым, а эффективные размеры составляют доли микрометра, будет способствовать повышению прочностных свойств поверхностного слоя стали.

В процессе термомеханической обработки установлено формирование развитой дислокационной субструктуры. Установлено упрочнение поверхностного слоя частицами цементита, расположенными по границам кристаллов мартенсита. Обработка стали приводит к формированию в поверхностном слое кристаллов мартенсита и бейнита, субструктура которых характеризуется сравнительно (с переходным слоем и центральной зоной) высокой плотностью дислокаций ($\langle\rho\rangle = (4{,}8 - 5{,}0) \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$). Следовательно, увеличение прочностных характеристик поверхностного слоя стали будет достигаться и за счет формирования субструктуры с высокой плотностью дислокаций.

Полученные результаты позволяют выделить следующие механизмы формирования прочностных свойств: упрочнение внутрифазными границами раздела; упрочнение за счет существования сил трения кристаллической решетки; упрочнение частицами вторых фаз; упрочнение дислокациями и твердорастворное упрочнение.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № П332) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).

ОБРАЗОВАНИЕ МАЛОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР В ЩГК ПРИ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ИМПЛАНТАЦИИ МЕТАЛЛА

Кочергина Ю.А. [1], **Карыев Л.Г.** [2], **Федоров В.А.**[1], **Скородумов П.А.** [1]

[1] *Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Тамбов, Россия,* e-mail: feodorov@tsu.tmb.ru

[2] *Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового университета, Новый Уренгой, Россия* e-mail: jukova_knp@mail.ru

Экспериментально установлено, что термоэлектрическое воздействие на поверхности ионных кристаллов различной кристаллографической ориентации приводит к появлению структурных изменений в виде новообразований аморфного вещества.

Целью данной работы является исследование структуры и свойств ионных кристаллов, легированных металлом при термоэлектрическом воздействии.

Исследованию подвергались образцы NaCl, LiF размером 20×8×(2-3)мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. Каждый образец раскалывали на две части по плоскости (001), между которыми помещали золотую проволочку диаметром ≈ 40 мкм. Затем образец закрепляли между электродами. Электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (001). Комплекс «кристалл-металл» помещался в печь, где осуществлялся его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа выдерживали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Сила тока при этом составляла 10-20мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. После охлаждения образцы раскалывали по плоскости (100) для проведения микроскопических исследований.

При исследовании поверхностей (100) было обнаружено, что Au диффундирует в кристалл. Это сопровождается образованием несплошностей, которые представляют собой полости, ограниченные криволинейными поверхностями второго порядка. Средняя величина вскрытия полостей составляет от 30 до 120 мкм, максимальная глубина полостей в кристалле достигает ~0,8 мм для NaCl. Для LiF средняя величина вскрытия полостей составляет от 50 до 100 мкм, максимальная глубина в кристалле достигает ~1 мм.

Во всех случаях в вершинах полостей наблюдали частицы вещества, которые приводят к возникновению микротрещин и дополнительных сколов вблизи вершины. Элементный анализ частиц показал наличие металла (Au) и матричных элементов (Na, Cl). При исследовании распределения элементов в направлениях {100}, {011} обнаружено увеличение содержания золота в области границы перехода до 26 At%. Концентрация Au в объеме кристалла достигает 1-2 At%.

Проведены исследования электрофизических свойств кристаллов NaCl, LiF с имплантированным Au. В частности показано, что частотная зависимость диэлектрической проницаемости исследуемых образцов возрастает для соединения NaCl-Au на 60% и понижается для соединений LiF-Au на 10%. При этом вид зависимости не изменяется.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 09-01-97514 р_центр_а).

НАБЛЮДЕНИЕ СКАЧКОВ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 316LN В ЖИДКОМ ГЕЛИИ

Кривых А.В., Анашкин О.П., Диев Д.Н., Динисилов А.С., Кейлин В.Е., Поляков А.В., Щербаков В.И.

НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия, krivykh@isssph.kiae.ru

В работе представлены результаты механических испытаний образцов из нержавеющей стали 316LN в жидком гелии. Измерение деформации проводилось с помощью датчиков, которые закреплялись непосредственно на образцах.

Проведено сравнение результатов тестирования полномасштабных образцов труб и суб-образцов, в том числе со сварными соединениями встык. При криогенных температурах обнаружена сильная зависимость предельной деформации труб со сварными соединениями от режима сварки.

В тех случаях, когда образцы разрывались между креплений датчиков деформации, на них в процессе растяжения иногда наблюдались особенности - скачки, которые происходили при плавном увеличении нагрузки, т. е. не совпадали со скачками механического напряжения.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: механические испытания, низкая температура, нержавеющая сталь, скачкообразная деформация, сварные соединения

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА

О.М. Кугаенко [1], В.С. Петраков [1] , Т.Б. Сагалова[1], Н.Ю. Табачкова[1], С. А. Крылов[1], С.С. Уварова[1], О.А. Бузанов [2], В.Н. Егоров [2], С.А. Сахаров [2], А.Б. Коршунов[3]
Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», *crystalxxi@misis.ru*
2 - Россия, «Фомос-Материалс», *buzanov@newpiezo.com*
3-Россия, МГУ им. Ломоносова, *crystalxxi@misis.ru*

Для применения кристаллов семейства лангасита в условиях высоких температур и давлений необходимо решить задачу температурной устойчивости их структуры и свойств.

Проведены высокотемпературные рентгенодифракционные исследования измельченных в порошок (дисперсностью не более 200 мкм) монокристаллов изоморфов лангасита, наиболее широко применяемых в технике в настоящее время (таблица 1). Рентгеновскую съемку образцов проводили на рентгеновском дифрактометре D8 Advance при симметричной съемке θ-2θ с использованием CuK_α излучения (λ = 1,54 Å) в вакууме 10^{-3} бар при температурах от комнатной до 1200 ºС с шагом 100 ºС и выдержкой 1 час при каждой температуре. В случае рентгеновской диагностики (рентгеновские лучи проходят двойной путь – анализируются отраженные лучи) максимальная глубина анализируемого слоя для лангатата составляет 1,86 мкм, для лангасита 2,29 мкм, для катангасита 2,9 мкм.

Для исследования старения лангатата проведена серия измерений, включающая изотермическую рентгеновскую съемку с выдержкой до 5 часов при температурах до 1000°С в вакууме и 1200°С на воздухе. Идентификация дифракционных отражений выполнена путем сопоставления экспериментальных значений межплоскостных расстояний со стандартными значениями для различных веществ, приведенных в базе данных порошковой дифрактометрии ICDD PDF-2, 2006, с помощью программы EVA.

Таблица 1 – Фазовый состав измельченных в порошок монокристаллов, определенный по данным высокотемпературной рентгеновской дифрактометрии при отжиге в течение 1 часа в вакууме при температурах от 20 до 1000 ºС

Кристалл	Температура съемки, ºС	Фазовый состав	
		Основной	Дополнительный
Лангасит	20÷1000	$La_3Ga_5SiO_{14}$	Нет
	1200	$La_3Ga_5SiO_{14}$	$La(GaO_3)$ La_2O_3
Лангатат	20÷1000	$La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$	Нет
	1200	$La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$	$La(TaO_4)$ $La(GaO_3)$ TaO_2
Лангатат, легированный алюминием	20÷1000	$La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$	Нет
	1200	$La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$	$La(TaO_4)$ $La(GaO_3)$ TaO_2
Катангасит	20÷1000	$Ca_3TaGa_3Si_2O_{14}$	Нет
	1200	$Ca_3TaGa_3Si_2O_{14}$	$CaSiO_3$ $Ca_2Ta_2O_7$

Установлено, что фазовый состав всех исследованных измельченных монокристаллов стабилен при отжиге в вакууме до температуры 1000ºС, а при отжиге на воздухе до 1200 ºС. Характерный вид кристаллитов исследуемых порошков определяет текстуру укладки.

Отжиг при температуре 1200 ºС приводит к появлению на дифрактограммах дополнительных отражений, связанных с образованием двойных и тройных фаз элементов, входящих в состав исследованных кристаллов (La_2O_3, $La(GaO_3)$, TaO_2, $La(TaO_4)$ и др.) и обедненных галлием.

ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН-ГАЛЛИЕВЫХ СИЛИКАТОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Кугаенко О.М.[1], Петраков В.С.[1], Уварова С.С.[1],
Бузанов О.А.[2], Егоров В.Н.[2], Сахаров С.А.[2], Поздняков М.Л.[3], Й. Гастрок[4]
[1] Россия, ФГОУ ВПО Государственный Технологический Университет «Московский Государственный Институт Стали и Сплавов» (НИТУ "МИСИС"), *crystalxxi@misis.ru*
[2] Россия, «ОАО Фомос-Материалс», *buzanov@newpiezo.com*
[3] Россия, НИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, *mlpozdnyakov@yandex.ru*
[4] Германия, г. Ульм, "Zwick GmbH & Co. KG", *info@zwick.ru*

Кристаллические элементы из лантан-галлиевого танталата (ГТЛ, $La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$), изоморфа лангасита (ЛГС, $La_3Ga_5SiO_{14}$, класс симметрии 32), применяются в качестве чувствительных пьезоэлементов датчиков давления, вибрации, температуры, работоспособных в широком диапазоне температур (до 1000 °С). Цель работы заключалась в исследовании механизмов деформации хрупких монокристаллов ГТЛ и закономерностей их разрушения в условиях термических и переменных механических нагрузок.

Кристаллы ГТЛ были выращены на предприятии ОАО «Фомос-Материалс» по методу Чохральского. Структура ГТЛ не имеет плоскости спайности и обладает сильной анизотропией свойств. Все исследованные образцы свободны от двойников и других дефектов. Плотность дислокаций в исходных образцах равна 10^4 -10^5 $см^{-2}$.

Исследование механических свойств с помощью метода микротвердости позволило охарактеризовать анизотропию свойств, пластичность и хрупкость ГТЛ. Величина коэффициента анизотропии микротвердости II рода составила 1,2. Наряду с анизотропией твердости, для кристаллов группы ЛГС характерна анизотропия вязкости разрушения. Коэффициент анизотропии вязкости разрушения составляет 1,3 [1].

Исследование усталостной прочности кристаллов проводили на высокочастотном пульсаторе с электромагнитным резонансным приводом Amsler 20 HFP 5100 фирмы Zwick/Roell на образцах в виде кубиков и на пластинах разной кристаллографической ориентации при комнатной температуре и при 350 °С с частотой 110÷150Гц. Статическая нагрузка сжатия - от 0,6 до 15 kN, знакопеременная динамическая нагрузка – от 0,1 до 10 kN. При одной нагрузке испытания продолжались до разрушения либо до 10^5 циклов нагружений.

Микроструктура образцов ГТЛ после циклических воздействий выявлена путем избирательного травления и рентгеноструктурным анализом. Локальность пластической деформации проявляется в развитии грубых полос скольжения и двойникования. Развитие дислокационной структуры при знакопеременных циклических нагрузках начинается в приповерхностном слое кристалла ГТЛ, с наименьшей сдвиговой устойчивостью в нагруженном кристалле. При небольших деформациях ($N=10^4$-10^5 циклов) и низких нагрузках (статическая 1кН, динамическая 0,5кН), на поверхности образцов ГТЛ формируется мезоячеистая структура с размером ячеек ~10мкм. При увеличении степени деформации ($N=10^5$-10^6 циклов) в ГТЛ формируется система мезополос локализованной деформации вдоль направлений максимальных касательных напряжений.

Структурные изменения, вызванные пластической деформацией и усталостными повреждениями под воздействием циклических нагружений, существенно влияют на физические и механические свойства материала.

1. Бузанов О.А., Кугаенко О.М., Овчаренко Т.Н. Анизотропия механических свойств хрупких кристаллов сложных оксидов. // Тез. докл. XIII Нац.конф. по росту кристаллов НКРК - 2008.-С. 256.

ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ ФАСЕТИРОВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА

Кульков В.Г., Васильева Ю.В., Дешевых В.В.
Филиал Московского энергетического института (технического университета),
г.Волжский, Россия, vasilevayv@yandex.ru

Физические свойства поликристаллических материалов обусловлены не только химическим составом, но и их микроструктурой. Одним из важнейших элементов структуры являются границы зерен. Границам, как и объемному материалу, присущи фазовые переходы, например, такие как фасетирование, когда первоначально плоская граница самопроизвольно разбивается на плоские фрагменты-фасетки различных ориентаций, количество которых определяется кристаллографически в зависимости от типа решетки совпадающих узлов (РСУ) и ориентации самой границы. Целью настоящей работы является разработка модели флуктуационного образования зародышей фасетирования межзеренной границы наклона.

Рассмотрен зародыш в форме правильной четырехгранной пирамиды, две противоположные грани, принадлежат плотноупакованной плоскости РСУ и ориентированы вдоль образующей границы, имеют низкую поверхностную энергию. Две другие грани (с иной поверхностной энергией) не являются кристаллографически необходимыми. В работе определен критический размер зародыша и получено выражение для определения энергии его образования. Впоследствии зародыш будет расти только в направлении, которое обеспечивает общее понижение энергии и увеличении протяженности энергетически выгодных граней. Здесь рассматривается граница наклона, конечная конфигурация которой будет иметь вид цилиндрической направляющей в виде ломаной.

Записав полную энергию зародыша через удельные поверхностные энергии появляющихся граней и исчезающего фрагмента границы, получили выражения для определения критического размера зародыша и времени полного фасетирования границы:

$$a = \frac{2\lambda_0\left(2+\sqrt{1+\cos^{-2}\alpha}\right)}{2\sigma_0-(\sigma_1+\sigma_2)\cos^{-1}\alpha}, \qquad (1)$$

$$\tau = \tau_1+\tau_2+\left(4{,}363N^2\,\frac{M(\sigma_0\cos\alpha-\sigma_2)}{\sin\alpha}\right)^{-1}, \qquad (2)$$

где σ_0 – поверхностная энергия исходной границы, λ_0 – удельная энергия линий сопряжения фасеток, σ_2 - поверхностная энергия фрагментов граней будущих фасеток, σ_1 - поверхностная энергия граней, не являющихся кристаллографически необходимыми, M – миграционная подвижность движущейся грани, N - количество зародышей на участке границы.

Время образования критического зародыша порядка $\tau_1 = \tau_0 \exp\left(U_C/kT\right)$, где τ_0 – период атомных колебаний, k – константа Больцмана, T – термодинамическая температура. Время его роста до формирования одномерного зародыша зависит от размера зерна d, и составляет величину порядка $\tau_2 = d/\upsilon$, где $\upsilon = FM/S$, S – ее площадь, F - сила, действующая на движущиеся торцевые грани.

Время фасетирования границы имеет значение, соответствующее по порядку величины имеющимся экспериментальным данным по фасетированию границ зерен. Критический размер зародыша может на порядок превышать постоянную решетки зерна, что согласуется с имеющимися в литературе экспериментальными данными.

ДЕМПФИРУЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ ТОНКОГО СТЕРЖНЯ ИЗ ПОРИСТОГО НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ

Кульков В.Г.[1], Коротков Л.Н.[2], Дешевых В.В.[1]

[1] Филиал Московского энергетического института (технического университета), г. Волжский, Россия, Deshevyh@list.ru

[2] Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, Россия, l_korotkov@mail.ru

Рассматривается двумерная модель, представляющая из себя тонкий стержень из пористого нанокристаллического материала с зернами квадратного сечения, где в узлах сопряжения расположены поры цилиндрической геометрии. К стержню прикладываем периодические изгибные напряжения. При таком способе нагружения в образце появляется нейтральная плоскость, не подверженная растяжению. По обе стороны от нейтральной плоскости возникает растягивающее напряжение пропорциональное расстоянию ξ до нее: $\sigma = \sigma_0(\xi)\exp(i(\omega t - \varphi))$, $\sigma_0(\xi) = 12M_0\xi/as^3$, а их знак периодически меняется. Здесь M_0 – амплитуда изгибающего момента сил, действующего на пластину толщины s, a – ее ширина, ω – частота колебаний, φ – сдвиг фаз между источником вакансий и напряжением. Рассмотривается сегмент границы зерна в виде стороны квадрата, ориентированной перпендикулярно к нейтральной поверхности. Растягивающие напряжения нормальны к этой поверхности и вызывают действие распределенного по сегменту периодического источника вакансий с амплитудой B. Возникающие вакансионные потоки в поры, расположенные по обе стороны от рассматриваемого сегмента границы зерна, приводят к изменению вдоль него концентрации вакансий и связанного с ней локального распределения напряжений.

Решая диффузионную задачу с нулевыми граничными условиями на порах для концентрации вакансий на сегменте, а так же определив скорость встречного движения зерен, получим выражение для доли рассеянной за один период колебания энергии ΔW.

Воспользовавшись формулой для внутреннего трения: $Q^{-1} = \frac{\Delta W}{2\pi W}$, где $W = \frac{d^2\sigma_0{}^2}{2E}$ – упругая энергия зерна площадью сечения d^2, E – модуль Юнга, найдем:

$$Q^{-1} = \frac{\pi^2 E c_0 \delta\Omega^2}{4kTd}\left[\left(\frac{1}{Z}\sum_m \frac{1}{m^4+Z^2}\right)\times \left(\left(\sum_m \frac{1}{m^4+Z^2}\right)^2 + \left(\sum_m \frac{Z}{m^2\left(m^4+Z^2\right)}\right)^2\right)^{-1}\right]. \qquad (1)$$

На частотной зависимости внутреннего трения имеется два участка, на которых $Q^{-1} \sim \omega^{-1}$ в области низких и $Q^{-1} \sim \omega^{-1/2}$ – в области высоких частот, что объясняется тем, что на низких частотах в процесс диффузии вовлекается весь сегмент границы зерна, в то время как на высоких частотах основную роль в диффузии играют лишь области вблизи границ сегмента. Выражение (1) описывает внутреннее трение, обусловленное вкладом пор. В области низких частот энергия активации процесса совпадает с энергией активации граничной самодиффузии, в области высоких частот эта величина в два раза меньше.

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИМ ОБРАБОТКАМ

Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин А.В.

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

В работе выполнены исследования структуры бинарных сплавов Ti-Ni (49,5; 50; 50,3; 50,6 ат.%) методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, дифракции нейтронов, рентгеновских лучей и электронов, а также измерения их физико-механических свойств.

Установлено, что использование интенсивных механотермических обработок путем многократных прессования кручения под высоким давлением, прокатки или волочения при разных температурах и их сочетания с термообработками или без них приводит к сильному упрочнению сплавов и измельчению зерна (вплоть до наноразмерного диапазона и даже до аморфизации). Применение низкотемпературного отжига обеспечивает в аморфных сплавах обратный структурно-фазовый переход "аморфная фаза–кристаллическая B2-фаза" и однородное высокопрочное наноструктурное состояние с контролируемым размером зерна в интервале 20-200 нм и более. В зависимости от степени и режима деформации и отжига может быть достигнута высокая проработка зеренной структуры в сплавах, о чем свидетельствует весьма узкий интервал распределений зерен по размерам вдоль и поперек заготовки, на ее краях и в центре. Установлено, что нано- и субмикрокристаллические сплавы Ti-Ni испытывают практически те же термоупругие мартенситные превращения (B2↔R, B2↔B19, B2↔B19'). Однако даже сплавы до- и эквиатомного состава, испытывали, как и заэквиатомные, ступенчатое прямое и обратное превращение по схеме B2↔R↔B19'. При этом имеет место наноразмерный эффект для термоупругих мартенситных превращений B2↔R и R↔B19'. В зернах размером менее 15-20 нм B2-аустенит не испытывает термоупругого мартенситного превращения при охлаждении. Температуры второго перехода R↔B19' снижаются в зависимости от их размера, вплоть до 50 нм, ниже которого термоупругих мартенситных превращений не происходит. Это позволяет регулировать критические температуры реализации данного превращения и, обеспечиваемых ими эффектов памяти формы, варьируя режимы деформации и, если необходимо, последующих термообработок. Для исследованных сплавов построены диаграммы мартенситных превращений в завивсимости от размера зерна в интервале 10 нм – 50 мкм. Подтверждена смена механизма наносостояний при термоупругих мартенситных превращениях: «B2-наномонокристалл→R-наномонокристалл→B19'-наномонокристалл→R-нанодвойниковый→B19'-наномонокристалл→B19′-нанодвойниковый» для различных типов нано-, субмикро- и микроструктур исследуемых сплавов.

Работа частично поддержана грантом РФФИ №11-02-00021, молодежными проектами УрО РАН и УрФУ.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Литовченко И. Ю. [1, 2], **Захожева М.И.** [2], **Тюменцев А.Н.** [1, 2], **Корзников А.В.** [3], **Миронов Ю.П.**[1], **Найден Е.П.**[2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
[3]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
litovchenko@spti.tsu.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности исследованы особенности дефектной структуры и изменение фазового состава метастабильной аустенитной стали (Fe-18Cr-8Ni-Ti) после больших пластических деформаций кручением под давлением.

Показано, что пластическая деформация приводит к формированию α' и ε мартенситных фаз. При этом ε – мартенсит является промежуточной фазой, с увеличением деформации испытывающей $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ мартенситное превращение. Объемное содержание α' – мартенсита возрастает с увеличением деформации и достигает значений ~ 70 - 85%. При $e \approx 6$ (e – истинная логарифмическая деформация) обнаружено снижение объемного содержания α' – мартенсита, что свидетельствует о реализации обратных $\alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситных превращений в этих условиях.

Исследования особенностей дефектной структуры показали формирование неоднородных субмикро- и нанокристаллических структурных состояний. При этом наблюдаются области с преимущественным содержанием одной из фаз и двухфазные ($\gamma + \alpha'$) области. Показано, что характерными особенностями дефектной структуры аустенита является формирование деформационных микро- и нанодвойников и полос локализации деформации с внутренней фрагментированной структурой. В полосах обнаружены фрагменты, имеющие разориентировки, близкие к ~ 60°<110>, ~ 50°<110> и ~ 35°<110>. Формирование таких фрагментов разориентации может быть описано реализацией механизма прямых плюс обратных ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$) превращений мартенситного типа, с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам [1].

В мартенсите формируются фрагментированные полосовые структуры с мало- и высокоугловыми разориентировками. Обнаружены фрагменты, разделенные аустенитными прослойками, с разориентировками близкими к ~ 60°<110> и ~ 35°<110>. В разориентированных фрагментах мартенситной структуры наблюдается высокая (до 10^{12} см$^{-2}$) плотность дислокаций. Внутри отдельных фрагментов обнаружено формирование тонких наноразмерных пластинок деформационного ε – мартенсита.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы формирования наноструктурных состояний. Рассматривается участие прямых и обратных ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситных превращений (и более сложных вариантов с участием ε – мартенсита) в формировании дефектной структуры стали.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-02-00809-а.

Литература

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П. и др. // ФММ. 2003. Т. 95. № 2, 3. С. 86-95, С. 88-96.

Многокомпонентные взаимодействия и наноструктурирование – металлические стекла на основе железа с металлоидами, сегрегационные прослойки в сталях

Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л.
ЦНИИЧермет имени И.П. Бардина, Москва
n-dyakonova@yandex.ru

Исследованы первичные кристаллические фазы, образующиеся при девитрификации многокомпонентных металлических стекол на основе железа, содержащих 20 – 30 ат.% металлоидов (P+B+C+Si) и небольшие добавки переходных и других элементов. Новые результаты, полученные методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, обсуждаются совместно с предыдущими результатами (нашими и других авторов). Делается вывод, что для различных типов многокомпонентных аморфизирующихся сплавов на основе железа образование метастабильных тетраэдрически плотно упакованных (ТПУ) фаз представляет собой универсальное явление.

На начальной стадии кристаллизации наблюдались фазы со структурными типами α-Mn, β-Mn, σ, MnTh, а также родственные им апериодические, несоразмерные и ромбоэдрически искаженные структуры. Например, фаза типа α-Mn и родственная ей кубическая апериодическая структура образуются, и в системе Fe-P-C, и в системе Fe-Si-B. В этих фазах P и Si занимают позиции замещения, а B и C – позиции внедрения. Обнаруженные ТПУ фазы ближе по составу к исходному аморфному сплаву, чем равновесные фазы, и могут быть, как обогащены, так и обеднены железом.

Обсуждается связь структур первичных ТПУ фаз и структуры аморфной фазы, в частности массивных металлических стекол, на уровнях как ближнего, так и среднего порядка. Обсуждается существенная роль малых добавок, которые могут кардинально менять как моды кристаллизации, так и структуру ТПУ фаз в рамках указанного семейства. Приводятся примеры влияния электронной структуры на образование ТПУ фаз и структурные параметры апериодических фаз.

Рассматриваются следующие вопросы, для которых данные о структуре и закономерностях образования ТПУ фаз имеют существенное значение.

- Модели структуры аморфного состояния, на основе развиваемого в последние годы кластерного подхода. Эффективная плотная упаковка на средних расстояниях за счёт многообразия координационных полиэдров, характерных для обнаруженных фаз. Корреляция между аморфизирующей способностью и магнитомягкими свойствами.
- Механизмы наноструктурирования, для которого существенную роль может играть расслоение с небольшой разницей концентраций, соответствующей составам ТПУ фаз (спинодальный распад), что создает условия для формирования наномасштабной структуры с последующим образованием нанокомпозитов на основе α-Fe.
- Концепция отпускной хрупкости в сталях, предполагающая формирование многокомпонентных локальных конфигураций при зернограничной сегрегации, что объясняет: а) “полезное” действие углерода в нелегированных сталях (конкурентное сегрегирование P и C); б) охрупчивание при совместной сегрегации P, C и легирующих элементов; в) вредное влияние Mn и Si.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований, проект №10-02-01069.

Начальные стадии девитрификации многокомпонентных аморфных сплавов Fe-(B, Si, P, C)

Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л.
ЦНИИЧермет имени И.П. Бардина, Москва
n-dyakonova@yandex.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии исследована структура сплавов системы Fe-Si-B-P на начальных стадиях кристаллизации исходных аморфных лент. Составы сплавов: суммарное содержание металлоидов 21 – 23 ат.%, кремния - от 7 до 10%, бора – от 7 до 12%, фосфора – от 0 до 5 ат.%. В отдельных случаях исследованы сплавы с добавками углерода и марганца. Интерес к аморфным сплавам этой системы связан с тем, что они близки по составу: а) к имеющим практическую значимость электротехническим материалам (Fe-Si-B, Fe-Si-B-P [1]); б) к новым массивным металлическим стеклам, отличающимся тем, что они содержат только металлоиды и не содержат других, существенно снижающих магнитные свойства, легирующих элементов [2].

На начальных стадиях кристаллизации исследованных ранее сплавов Fe-Si-B, наряду с ОЦК α-Fe, образуется σ-фаза [3]. В отличие от структурного аналога – σ-фазы в системе Fe-Cr – она содержит атомы металлоида в позициях внедрения. При добавлении фосфора за счет бора, вместе с α-Fe и σ-фазой появляется новая фаза со структурой типа β-Mn (π-фаза), количество которой нарастает при дальнейшей замене бора на фосфор. Структурными аналогами π-фазы являются также интерметаллиды в сплавах FeCrMo, в сплавах Fe с B, Si, P такая фаза наблюдается впервые. Электронная микроскопия и рентгеновские данные подтверждают пространственную группу $P4_13$ и расположение атомов, характерное для этого структурного типа. Малые добавки (углерода, марганца) приводят к образованию длиннопериодной сложной фазы, структур типа α-Mn, H-фазы (аналогичной фазе в системе FeNbSiB [4]). Как правило, наряду с ТПУ фазами в остаточной аморфной фазе формируется предкристаллизационное состояние (средний порядок), который усиливается с увеличением суммарного содержания металлоидов и подавляет образование ТПУ фаз. По нашим и литературным данным, наблюдается корреляция между аморфизирующей способностью и понижением коэрцитивной силы.

Рассматриваемая система аморфизирующихся многокомпонентных сплавов железа с металлоидами представляет хороший пример того, как относительно небольшие изменения состава меняют структуру первичных фаз (в рамках одного семейства), моды кристаллизации и магнитомягкие свойства.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований, проект №10-02-01069.

1. Дьяконова Н.Б., Молотилов Б.В., Власова Е.Н., Лясоцкий И.В. Структурные превращения в аморфных электротехнических сталях, Сталь, 2000, №7, 65-70.
2. Makino A., Kubota T., Chang C., Makabe M., Inoue A. FeSiBP bulk metallic glasses with high magnetization and excellent magnetic softness, J.Magn.Magn. Mat., 320 (2008), p.2499-2503.
3. Dyakonova N.B., Lyasotskii I.V., Vlasova E.N., Dyakonov D.L., Molotilov B.V. Metastable sigma-phase formation by crystallization of amorphous Fe-Si-B and Fe-Cr-V-B alloys, Advanced performance materials, 4 (1997), p.199-207.
4. Lyasotskii I.V., Dyakonova N.B. et.al, Metastable phases and nanostructuring of Fe-Nb-Si-B base rapidly quenched alloys, Rev.Adv.Mat.Sci., 18(2008)697-704.

ВЛИЯНИЕ РЕАЛЬНЫХ РАЗМЕРОВ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Моисеенко В.В.

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

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

Пластические свойства кристаллов определяются движением дислокаций и их взаимодействием с другими дефектами структуры, в частности, точечными дефектами (примесями, вакансиями, атомами внедрения) [1]. При ковке, штамповке, высокоскоростной обработке металлов дислокации движутся с большими скоростями – от нескольких метров в секунду до нескольких сотен метров, они преодолевают потенциальные барьеры, создаваемые дефектами, без помощи термических флуктуаций, а их скольжение может быть описано динамическими уравнениями движения [2-5]. Точечные дефекты, коллективным образом взаимодействуя с движущейся дислокацией, изменяют спектр дислокационных колебаний: в нем возникает щель, зависящая от концентрации этих дефектов. Поскольку исследуемый механизм диссипации заключается в необратимом переходе кинетической энергии движущейся дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения, сила динамического торможения дислокации точечными дефектами весьма чувствительна к виду спектра дислокационных колебаний. Появление щели в дислокационном спектре существенно изменяет зависимость силы торможения от мощности дефектов, их концентрации и скорости дислокационного скольжения. В континуальной теории обычно пренебрегали конечными размерами точечных дефектов, в результате при вычислениях интегралов возникали расходимости, для устранения которых обрезались пределы интегрирования, однако в ряде случаев это приводило к неверным результатам, противоречащим эксперименту, в частности, сила торможения дислокации дефектами уменьшалась с ростом скорости дислокации, тогда как в эксперименте все происходило наоборот. Учет конечных размеров дефектов позволил избавиться от нефизической расходимости и получить правильный физический результат. Выполненные численные оценки константы торможения дислокации примесями, предела текучести, деформирующего напряжения совпали с экспериментальными значениями по порядку величины. Деформирующие напряжения возрастают с ростом концентрации примеси и параметра несоответствия. Для различных случаев были получены выражения критической скорости, ниже которой пренебрежение конечными размерами дефектов приводит к физически неверным результатам.

Предложенный подход может быть полезным при теоретическом анализе динамики объектов совершенно иной физической природы, движение которых приводит к возбуждению их колебаний, в частности, при торможении движущейся доменной границы магнитными дефектами [6].

[1] Ж. Фридель. Дислокации. М: Мир. 644 с. (1967)
[2] В.В. Малашенко. ЖТФ **81,** № 9, 67 (2011).
[3] В.В. Малашенко. Кристаллография **54**, № 2, 312 (2009).
[4] V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat. **404**, 3890 (2009).
[5] V.V. Malashenko. Modern Phys. Lett. B, **23**, № 16, 2041 (2009).
[6] Ю.И. Джежеря, М В. Сорокин. Металлофиз. новейшие технол. **26**, № 8, 981 (2004).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И ТЕХНОЛОГИИ МЕХАНО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОМПЛЕКС СВОЙСТВ НОВЫХ СТАЛЕЙ НА Fe-Cr-Ni ОСНОВЕ ДЛЯ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Мальцева Л.А., Шарапова В.А., Озерец Н.Н., Мальцева Т.В., Левина А.В.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия, mla44@mail.ru

В данной работе приведены результаты исследования новых практически безуглеродистых коррозионностойких аустенитных сталей на Fe-Cr-Ni основе двух групп легирования, различающихся содержанием кобальтом (≈5,0 и ≈1,0 мас.%). На основании проведенных исследований определены концентрационные интервалы содержания основных легирующих элементов в сталях типа 03Х14Н11К5М2ЮТ для обеспечения необходимого комплекса высоких физико-механических свойств и сохранения аустенитного класса стали. Впервые экспериментально установлена роль влияния легирования кобальтом (с 5,0 до ~1,0 мас.%) на изменение последовательности, состава и температурных интервалов выделения высокотемпературной χ-фазы. Показано, что содержание кобальта 5,0 мас.% значительно снижает количество χ-фазы в закаленной стали 03Х14Н11К5М2ЮТ. Методами рентгеноструктурного фазового анализа, микрорентгеноспектрального анализа, просвечивающей электронной микроскопии, терморентгенографии и термического анализа установлены температурные интервалы выделения упрочняющей интерметаллидной фазы NiAl (300..500° С) и нежелательной при производстве проволоки тончайших сечений χ-фазы (700..1000° С). Описаны закономерности образования и распада δ-феррита в исследованных аустенитных сталях с различным содержанием кобальта. Показано, что старение δ-феррита в сталях с пониженным (~1,0 мас.%) содержанием кобальта сопровождается выделением частиц интерметаллидной χ-фазы в интервале температур 600..700° С.

Комплексными исследованиями методами рентгеноструктурного фазового анализа, микрорентгеноспектрального анализа и просвечивающей электронной микроскопии, с привлечением измерения магнитных характеристик исследуемых материалов при глубоком охлаждении и последующем отогреве до комнатной температуры было выявлено, что аустенит исследуемых сталей обладает термической стабильностью в широком интервале температур от криогенных до 500° С.

Определена температура последеформационного старения, обеспечивающая повышенную релаксационную стойкость стали 03Х14Н11К5М2ЮТ при рабочих температурах до 400° С в условиях нагружения. Показано, что новые аустенитные стали обладают повышенными характеристиками хладостойкости и теплостойкости и могут обеспечить надежную работу пружин и упругих элементов вплоть до 400° С.

Отработана технология получения высокопрочной проволоки (закалка + деформация + последеформационное старение 500° С) для упругих элементов и медицинского стержневого инструмента из исследуемой стали, обладающей повышенной технологичностью при волочении, что позволило сократить число промежуточных смягчающих отжигов при производстве проволоки.

Работа выполнена в рамках целевой программы (тема № 2243), рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (тема № 62261).

ВЛИЯНИЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ХРОМОВЫХ БРОНЗ

Мелёхин Н.В.

В данной работе исследовалось влияние воздействия равноканального углового прессования (РКУП) на прочность и структурные параметры сплава Cu-0.6%Cr-0.1%Zr.

В работе было показано, что РКУП оказывает существенное влияние на структуру и свойства меди, а также на их свойства при отжиге. Так, размер зерна в исходном литом материале составляет около 700 мкм, в МК материале – около 100 нм. При отжиге 500°С (30 мин) размер зерна в литом материале практически не изменяется, размер зерна в МК материале возрастает со 100 нм до 650 нм. Микротвердость литого материала, составляющая 600 МПа, возрастает в результате РКУП до 1600 МПа.

Проведено изучение эволюции структуры и свойств сплавов при нагреве в области температур от 200°С до 500°С и изотермических выдержек длительностью от 1 до 180 мин. Эволюция зеренной структуры материала исследовалась с помощью оптической металлографии и сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ), просвечивающей электронной микроскопии. Эволюция механических свойств материала оценивалась по изменению микротвердости, кроме того, были проведены релаксационные испытания. Для изучения процесса распада пересыщенного твердого раствора хрома в меди применялся метод измерения удельного электросопротивления (УЭС).

В работе показано, что кроме существенного изменения физико-мехнических характеристик сплавов РКУП приводит к существенным изменениям в кинетике распада пересыщенного твердого раствора, диффузионных характеристик и температурной стабильности.

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОДЕМПФИРУЮЩИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe–Cr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТОК

Мельчаков М. А., Скворцов А. И.
Вятский государственный университет, г. Киров, Россия
miki23-43@yandex.ru

Анализ влияния некоторых режимов термической и термомагнитной обработок (ТМагО) на структуру и свойства сплавов Fe–Cr осуществлялись в работах [1, 2]. Представляет интерес более системное изучение влияния данных видов обработки на структуру и физико-механические свойства высокодемпфирующих сплавов на основе Fe–Cr.

Исследовали сплавы на основе Fe–Cr с содержанием хрома 12–16 масс. %, а более подробно – сплав Fe–14%Cr методами амплитудозависимого внутреннего трения, изучения зеренной структуры, определение микротвердости, рентгеноструктурного анализа (Co-излучение). Сплав Fe–14%Cr отжигали при температурах 450–1200 °С, а затем подвергали термомагнитной обработке при температурах в интервале 350–850 °С.

Предварительная термообработка (отжиг).

Структурный анализ показал, что при повышении температуры отжига наблюдается тенденция к увеличению размера зерна феррита.

Из таблицы видно, что с увеличением температуры отжига имеется тенденция к уменьшению твердости. При этом отсутствует соответствие между магнитомеханическим затуханием (величина δ_m обусловлена, в основном, магнитомеханическим затуханием) и температурой отжига.

Влияние температуры отжига на микротвердость, ширину рентгеновской линии $(310)_{\alpha_1}$, максимум логарифмического декремента на его амплитудной зависимости δ_m и термомагнитной обработки на его прирост $\Delta\delta_m$ для сплава Fe–14%Cr

Температура отжига, °С	H_μ	B, 10^{-3} рад	δ_m, %	$\Delta\delta_m$, % после ТМагО при 850 °С
	после отжига			
600	105	12,5	10,0	2
800	94	8,2	2,6	4,8
1000	94	7,7	7,6	14,8
1200	88	5,9	6,2	33,9

Термомагнитная обработка.

Термомагнитная обработка сплава Fe–14%Cr при температурах в интервале 350–630 °С не ведет к существенному изменения магнитомеханического затухания. Лишь при более высоких температурах наблюдается увеличение магнитомеханического затухания и тем большее, чем выше температура отжига. В таблице это показано для температуры ТМагО 850 °С.

Наблюдается связь фазового α↔γ превращения при отжиге, характера комплексного воздействия температуры и переменного магнитного поля при ТМагО с зеренной, внутризеренной структурой и физико-механическими свойствами исследованных сплавов.

Список литературы

1. Скворцов А. И., Скворцов А. А. Влияние термомагнитной обработки на демпфирующие свойства магнитомягких сплавов железа // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 10. С. 14–19.

2. Скворцов А. А. Закономерности влияния термомагнитной обработки на демпфирующие, магнитные свойства и структуру демпфирующих сплавов железа с магнитомеханическим затуханием: автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук: 05.16.01 / Скворцов Алексей Александрович; [Вятский государственный университет]. 14 с.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МАСШТАБНОЙ ЗАВИСИМОСТИ НАНОТВЕРДОСТИ

Ю.В. Мильман, А.А. Голубенко

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев.

В связи с изучением наноструктур и наноразмерных слоев масштабная зависимость механических свойств в нанообласти приобретает большое значение.

Нанотвердость измеряется при нагрузках на индентор до 1 мН, а перемещение индентора фиксируется с точностью до 1нм, что обуславливает возможность изучения масштабной зависимости механических свойств в наноразмерных областях методом инструментального индентирования.

Экспериментально показано, что при индентировании пирамидальными инденторами сохраняется постоянство общей степени деформации ε_t на контактной площадке индентор – образец, и масштабная зависимость нанотвердости (Indentation Size Effect – ISE) наблюдается для большинства материалов без влияния процесса разрушения, что позволяет изучать масштабную зависимость механических свойств в более “чистых” условиях, чем при стандартных механических испытаниях.

Показано, что ISE проявляется одновременно как повышение нанотвердости и снижение характеристики пластичности (определенной при индентировании) при уменьшении размера отпечатка нанотвердости.

В докладе дан обзор дислокационных моделей масштабной зависимости нанотвердости.

Учитывая сложность дислокационных моделей для описания ISE, предложен феноменологический подход, который позволяет описать изменение твердости вследствие ISE.

Предложено измерять нанотвердость H при постоянной величине перемещения индентора h, а не при постоянной нагрузке на индентор P или пересчитывать H по предложенным уравнениям на фиксированное значение h_f = 1000 нм для металлов и h_f = 100 нм для твердых материалов.

Предложенная методика позволяет сравнивать экспериментальные результаты по определению нанотвердости, приведенные в разных статьях и полученные при разных нагрузках на индентор.

ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНОЙ СРЕДЫ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

С.Ю. Митропольская

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия, mitr@imach.uran.ru

Исследованы трубные стали нового поколения (сероводородостойкая сталь 12ГБ и сталь класса Х70 для магистральных трубопроводов) путем совмещения механических испытаний образцов с измерением магнитных свойств материала. Показано, что характер деформационно-индуцированных изменений коэрцитивной силы H_C трубных сталей определяется склонностью материала к зарождению и росту микротрещин.

Анализ экспериментально построенных диаграмм $\sigma(\varepsilon)$ и $H_C(\varepsilon)$ стали 12ГБ одной плавки, но с различными микромеханизмами разрушения показал, что в результате воздействия H_2S заметно увеличивается интенсивность роста коэрцитивной силы в макроупругой и упругопластической области нагружения: после выдержки в агрессивной среде 0, 96, 192 и 384 часа к моменту завершения площадки текучести рост H_C по сравнению с исходным составляет 20% (рис. 1 а), 25%, 35% и 40% (рис. 1 б) соответственно. Более интенсивный рост коэрцитивной силы при растяжении наводороженной стали обусловлен ее ограниченной способностью к залечиванию микропор, которые образуются в полостях вокруг неметаллических включений и создают магнитные поля рассеяния [1].

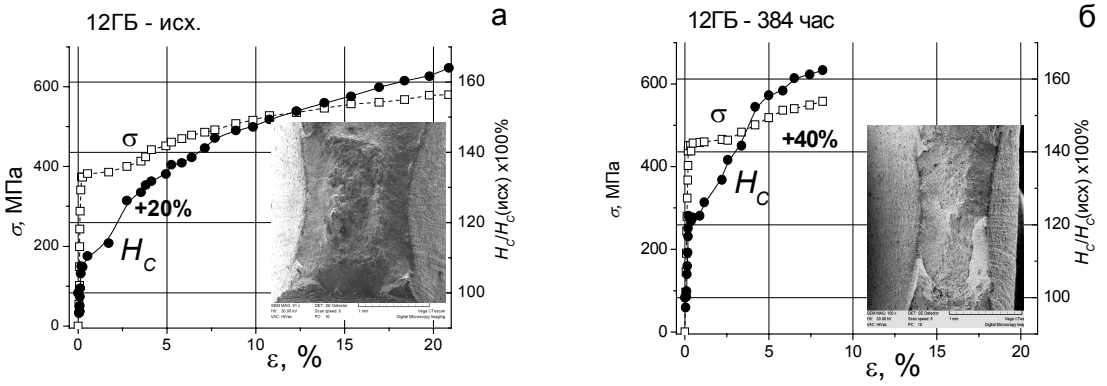


Рис.1. Диаграммы $\sigma(\varepsilon)$ и деформационные зависимости относительных изменений коэрцитивной силы H_C стали 12ГБ в исходном состоянии (а) и после выдержки в сероводородной среде 384 ч (б). На врезках – поверхности разрушения (х500).

В работе обнаружена высокая чувствительность деформационно-индуцированных изменений коэрцитивной силы стали класса Х70 к уменьшению внутренних напряжений [2], что указывает на перспективность создания неразрушающего магнитного метода контроля уровня старения в сталях для магистральных трубопроводов нового поколения. Анализ изменения магнитных свойств под действием силового нагружения и наводораживания может быть полезен при разработке новых составов трубных сталей, а также при определении допустимых концентраций и сроков службы в агрессивных средах.

Литература.

1. Горкунов Э.С., Веселов И.Н., Митропольская С.Ю. и др. Дефектоскопия. 2008. №8. С.67-75.

2. Горкунов Э.С., Митропольская С.Ю., Задворкин С.М., и др. Деформация и разрушение материалов. 2010. №6. С. 35-43.

ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

М. М. Мышляев
Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
Учреждение Российской академии наук Институт физики твёрдого тела РАН

На основе экспериментальных данных предложена модель. Рассмотрим произвольную не лежащую в плоскости скольжения субграницу – сетку из двух серий близких к винтовым дислокаций, способных скользить в пересекающихся плоскостях скольжения в разные стороны от сетки. Под действием напряжения сегменты прогибаются между узлами, оказывая на них силовое воздействие. Пересечение дислокаций в одном из узлов под этим воздействием и локализованной в нём термофлуктуации приводит к разрыву узла с образованием порогов на дислокациях, к новым конфигурациям сегментов и к росту силы, действующей на соседние узлы. Последнее облегчает пересечение дислокаций в соседних узлах. Процесс развивается катастрофически, субграница разрушается. Дислокации скользят до соседних границ, внося вклад в деформацию. Достигая их, они изменяют их. Разрушение субграницы меняет условия равновесия для примыкающих к ней субграниц. Они разрушаются или мигрируют. В ходе ползучести границ становится меньше, блоки растут. Часть субграниц изменяется по структуре и/или конфигурации. Они новые кандидаты для разрушения. Т.о. контролируемый пересечением дислокаций разрыв одного узла вызывает движение многих дислокаций и субграниц в значительном объёме материала, что даёт деформацию. Предполагается, что при испытаниях на растяжение на дислокациях образуются межузельные пороги, а при испытаниях на кручение образуются вакансионые пороги.

Для проверки модели методом in situ в высоковольтном электронном микроскопе исследована эволюция дислокационной структуры в ходе ползучести при растяжении образцов поликристаллического алюминия. Показана существенная роль скольжения дислокаций с порогами, выходящих из субграниц. Посредством электронно-микроскопического анализа характера таких дислокаций и анализа их движения при ползучести на основе уравнений Баррета – Никса [1] установлено, что им отвечают векторы Бюргерса со значительной винтовой компонентой и пороги межузельного типа.

В ходе ползучести субграницы разрушались и мигрировали. Они мигрировали посредством скольжения их дислокаций. Выходящие из сеток дислокации быстро перемещались скольжением. Это обеспечивало деформацию. Процесс начинался с последовательного переходящего в лавинообразный выхода дислокаций из четырёхугольных сеток. Постепенно процесс охватывал много субзёрен.

В целом, полученные результаты подтверждают изложенную выше модель стационарной ползучести.

Работа выполнена при поддержке РФФИ.

Литература.

1. Barret C.R., Nix W.D. Acta Met., 1965, **13,** N 12, p. 1247 – 1258.

ЗАВИСИМОСТЬ АКУСТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН ГАЛЛИЕВОГО ТАНТАЛАТА ОТ МЕХАНИЧЕСКИХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Е.К. Наими[1], О.М. Кугаенко [1], В.С. Петраков [1] С.С. Уварова[1],
О.А. Бузанов [2], В.Н. Егоров [2], С.А. Сахаров [2]
1- Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», *crystalxxi@misis.ru*
2 - Россия, «Фомос-Материалс», *buzanov@newpiezo.com*

Лантан–галлиевый танталат ГТЛ (класс симметрии 32) - перспективный пьезоэлектрик, пьезоэлементы из ГТЛ работают на прямом пьезоэффекте и применяются в датчиках давления в двигателях внутреннего сгорания, в условиях переменных нагрузок и температур. Кристаллы ГТЛ были выращены на предприятии ОАО «Фомос-Материалс» по методу Чохральского.

Цель работы - исследование влияния циклической деформации в режиме усталостных испытаний и термоудара закалкой в воду на микроструктуру и на акустические параметры кристаллов ГТЛ.

Величина предела усталостной прочности кристаллов ГТЛ при комнатной температуре при симметричном циклическом нагружении сжатием с частотой 100 Гц, равна 10-15 кН/см^2, при количестве циклов нагружения (без образования видимых разрушений) $3\cdot10^5$. Испытания на термостойкость проведены на пьезоэлементах толщиной 0,3-0,5мм путем термоудара от температур 100-1000 С при закалке в воду с скоростью охлаждения 10^6 С/сек. Избирательным травлением и рентгеноструктурным анализом выявлено, что термоудар приводит к значительному повышению плотности дислокаций - до 10^8см$^{-2}$, двойникованию кристаллов, при температурах закалки выше 150 С образуются трещины и происходит разрушение образцов. Возникающие при термоударе термические напряжения, рассчитанные по формуле Кингери [1], достигают величины от 70 МПа (при закалке от 100 С) до 1000 МПа (при закалке от 1000 С).

Методом составного пьезоэлектрического вибратора (СПВ) при частотах порядка 10^5 Гц исследовано влияние механических воздействий и микроструктуры, образовавшейся при циклической деформации и термоударе, на акустические характеристики кристаллов: на фазовую скорость, коэффициент затухания, внутреннее трение и др. параметры объемной акустической волны (ОАВ). Циклическая деформация образцов лангатата не влияет на величину эффективного модуля Юнга и на фазовую скорость продольной ОАВ. Коэффициент затухания продольной ОАВ после циклической деформации увеличивается в 1,5–2 раза как в образцах X–, так и Z–среза. Внутреннее трение в образцах X-среза является амплитудно-независимым. Термоудар от 200 С приводит к растрескиванию образцов как X–, так и Z–среза и, как следствие, к падению механической добротности в сотни раз. В образцах X–среза средний фон ВТ в несколько раз выше, чем в образцах Z–среза. Основным механизмом потерь колебательной энергии образцов X–среза (обладающих пьезоэффектом) является механизм возбуждения пьезоэлектрического поля; в образцах Z–среза (не обладающих пьезоэффектом) – механизм активации процессов отрыва дислокаций от центров закрепления.

При эксплуатации монокристаллических элементов из ЛГТ необходимо учитывать, что чувствительные элементы пьезодатчиков давления должны быть защищены от термоудара выше 150^0С.

1. *Кингери У. Д.* Введение в керамику. - М.: Стройиздат, 1969. - 456 с.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПРИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Невский С.А.[1], Коновалов С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Мартусевич Е.В.[1], Громов В.Е.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru

[2]Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, Томск, Россия yufi55@mail.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование дислокационной субструктуры алюминия при релаксации механических напряжений в условиях электрических потенциалов. Установлено, что вне зависимости от того, подключался потенциал или нет, в материале выявлены четыре типа дислокационной субструктуры: хаотическая, сетчатая, полосовая и фрагментированная. Обнаружена зависимость объемной доли дислокационных субструктур от места выбора фольги. В области, прилегающей к торцу образца, преобладающим типом является фрагментированная дислокационная субструктура объемная доля которой возрастает с 0,17 при потенциале 0 В, до 0,58 при потенциале 1 В, а в середине образца как правило преобладает полосовая дислокационная субструктура, значение объемной доли, которой увеличивается с 0,03 при потенциале 0 В до 0,21 при 1 В. Такая зависимость говорит о градиентном характере дислокационной субструктуры, который становится наиболее выраженным при изменении электрического потенциала образца. Скалярная плотность дислокаций в области вблизи торца образца снижается с $0{,}92 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ при 0 В до $0{,}82 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ при 1 В, тогда как в средней части образца имеет место возрастание плотности дислокаций с $0{,}80\ 10^{10}$ см$^{-2}$ в обычных условиях до $1{,}9 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ при потенциале 1 В.

Полученные результаты могут быть объяснены исходя из следующих соображений. В [1] проведено моделирование поведения материала при релаксации напряжений методами молекулярной динамики и было показано, что фрагментация материала происходит быстрее в областях, прилегающих к торцам образца. Приложение электрического потенциала, по-видимому, приводит к ускорению этого процесса. Возможным механизмом ускорения формирования градиентной субструктуры может быть следующее: при изменении электрического потенциала поверхности образца создается электрическое поле, которое приводит к нарушению равновесия в электрон-фононной подсистеме материала [2], что, по-видимому и приводит ускорению перестройки дислокационных ансамблей.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411) и РФФИ (проект 10-07-00172-а; проект 11-08-90712 - моб_ст).

Литература:

1. Дмитриев А. И. Молекулярно-динамическое исследование особенностей согласованного коллективного движения атомов в нагруженном материале вблизи свободной поверхности // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8 – № 3. – С. 79 – 92.

2. Карась В.И., Потапенко И.Ф. Динамика неравновесной электрон-фононной подсистемы для полупроводников и металлов в сильном электрическом поле // ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». – 2009. − № 4-2 – С. 150 – 157.

ПРОБЛЕМЫ «ГРАФЕН/ГРАФАН» И ИНТЕРКАЛЯЦИИ ТВЕРДОГО ВОДОРОДА В «ПОЛИГРАФАН»

Нечаев Ю.С.
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,
Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова,
Москва, РОССИЯ
yuri1939@inbox.ru

Рассматривается (в свете работ [1-3]) ряд дискуссионных фундаментальных (термодинамических) и нанотехнологических аспектов проблемы «графен/графан», проблемы «полиграфен/полиграфан» и проблемы интеркаляции твердого молекулярного водорода в «полиграфан».
Показано:
1. Графан целесообразно рассматривать не только как один из стабильных углеводородов (CH), но и как один из стабильных карбогидридов (графан* - гидрид графена CH или C_2H).
2. Графан может иметь не только «алмазоподобную» структуру (теоретически), но и «графитоподобную», значительно более прочную структуру (графан*), близкую по прочности к графену.
3. Графановые* полислойные наноструктуры («полиграфан*») могут образовываться при наводороживании ряда углеродных полислойных наноматериалов («полиграфена») – графитовых нановолокон и др..
4. В графановые* нановолокна («полиграфан*») можно интеркалировать (за счет энергии ассоциации атомарного водорода) твердый молекулярный («обратимый») высокочистый водород ($\geq$ 17 масс. % H_2) с высокой плотностью (~0.7 г(H_2)/см^3(H_2), ~0.3 г(H_2)/см^3(системы)), отвечающей мегабарному сжатию. Это может служить основой для «прорывного» решения проблемы эффективного и безопасного хранения «обратимого» водорода высокой чистоты.
5. Проблема «графен/графан» и связанные с ней проблема «полиграфен /полиграфан*» и проблема интеркаляции твердого водорода в «полиграфан*» имеют ряд дискуссионных аспектов («открытых» вопросов), очевидно, заслуживающих дальнейших теоретических, экспериментальных и нанотехнологических исследований.

Публикации:

1. Nechaev Yu.S. *On the solid hydrogen carrier intercalation in graphane-like regions in carbon-based nanostructures*. // Int. J. Hydrogen Energy. 2011. doi:10.1016/j.ijhydene. 2011.04.073.
2. Nechaev Yu.S. *The high-density hydrogen carrier intercalation in graphane-like nanostructures, Relevance to its on-board storage in fuel-cell-powered vehicles*. // The Open Fuel Cell Journal. 2011. Vol. 4. p.p. 16-29.
3. Nechaev Yu.S. *Thermodynamic and technology aspects of the graphene/graphane problem, Relevance to the condensed hydrogen intercalation in multigraphane*. // In: Materials of Int. Hydrogen Research Showcase 2011, University of Birmingham, UK, April 13-15, 2011; the UK-SHEC website: http://www.uk-shec.org.uk/uk-shec/showcase/ShowcasePresentations.html.

ФАЗОПОДОБНЫЕ НАНОСЕГРЕГАЦИИ НА ДИСЛОКАЦИЯХ И ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ

Нечаев Ю.С.
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,
Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова,
Москва, РОССИЯ, yuri1939@inbox.ru

В свете результатов [1-9] рассматриваются следующие аспекты проблемы фазоподобных наносегрегаций на дислокациях и границах зерен в металлах:

1. Прямые экспериментальные доказательства образования фазоподобных наносегрегаций на границах зёрен и дислокациях в системах Ni-B, Fe-C и Al-Fe.
2. Термодинамические и кристаллохимические аспекты.
3. Диффузионные аспекты.
4. Косвенные экспериментальные доказательства (аномалии диффузии и растворимости) образования фазоподобных наносегрегации на границах зёрен и дислокациях в системах Al-Fe, Fe-C, Fe-C-H_2, Pd-H_2 и др.
5. Роль фазоподобных наносегрегаций на дислокациях в диффузионных процессах внутреннего окисления в системах Cu-Fe_3O_4-Cu_2O-O_2 и Ni-CrN-N_2.
6. Роль карбогидридоподобных наносегрегаций на границах ферритных зёрен в стресс-коррозионном разрушении трубных сталей.
7. Термодинамические и кинетические аспекты жидкофазного и «твёрдофазового» смачивания межзёренных областей в ряде систем.

Публикации:

1. Ю.С. Нечаев. «Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов». // Успехи Физических Наук, 2008, Том 178, № 7, с.с. 709-726.
2. Yu.S. Nechaev, A. Öchsner. “Essay on techniques and physics of some diffusion-controlled processes in materials: Relevance to nanofabrication applications”. // Defect & Diffusion Forum, 2009, Vols.289-292, p.p.679-686.
3. Yu.S. Nechaev. “On specific phase transitions to the compound-like impurity nanosegregation structures at dislocations and grain boundaries in metals and their influence on diffusion-assisted processes”. // Solid State Phenomena, 2008, Vol. 138, p.p. 81-118.
4. Yu.S. Nechaev. “On the physics of the anomalous characteristics of Fickian diffusion of Fe and other transition-element impurities in crystalline Al at elevated temperatures”. // Diffusion and Defect Forum, 2006, Vols. 251-252, p.p. 111-121.
5. Ю.С. Нечаев. "Характеристики гидридоподобных наносегрегаций водорода на дислокациях в палладии". // Успехи физических наук, 2001, Том 171, № 11, с.с. 1251-1261.
6. Yu.S. Nechaev, S.P. Ephimenko. “Impurity anomalous diffusion in metals at elevated temperatures, and non-conventional near-dislocation nano-segregation”. // Met. Phys. Adv. Tech. (Reprint), 2001, Vol. 19, # 2, p.p. 225-234.
7. Yu.S. Nechaev, G.A. Filippov. “Hydride-like segregation at dislocations in iron and steels”. // Defect & Diffusion Forum, 2001, Vols. 194-199, p.p. 1099-1104.
8. Yu.S. Nechaev. “Some new aspects of the internal oxidation of metals”. // Defect & Diffusion Forum, 2001, Vols. 194-199, p.p. 1713-1718.
9. Ю.С. Нечаев. «О микромеханизмах аморфизации металлических материалов». // Известия АН, Серия физическая, 2001, Том 65, № 10, с.с. 1399-1406.

ТОПОЛОГИЧЕСКИ СТАБИЛЬНЫЕ ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛОВ: МИКРОМЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ И НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА

В. И. Никитенко

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

Вырожденность основного состояния кристаллического твёрдого тела по различным параметрам порядка обусловливает возникновение в нём под влиянием сильных внешних воздействий многоликого мира топологигески стабильных дефектов упорядоченного состояния: дислокаций, кинков на них, разнообразных доменных границ (блоховских стенок, линий, точек и т.п.). Их зарождение и движение являются элементарными актами пластичекой деформации кристаллов, перемагничивания ферромагнетиков, сверхпроводников, поляризации сегнетоэлектриков и т.д. В последние десятилетия было замечено, что несмотря на разную природу явлений, которые определяют дальний порядок в атомарной, электронной или магнитной подсистемах конденсированного вещества, возникающие в них топологически стабильные дефекты упорядоченного состояния демонстрируют ряд сходных динамических свойств и вопиющие расхождения экспериментальных данных о них с предсказаниями теорий.

В настоящем докладе будут представлены результаты наших поисков причин противоречий в описании процессов зарождения и движения дислокаций в потенциальном рельефе Пайерлса, кинков на них, доменных границ в трёхмерных и квазидвумерных ферромагнетиках с использованием разработанных в ИФТТ РАН методов.

Метод периодического импульсного нагружения впервые позволил получить детальную информацию о процессах термически активируемого образования перегибов в кристалле полупроводника, их одномерного движения в поле случайных сил или в случайном потенциале, обусловленном точечными дефектами. Был обнаружен также не предсказанный существующей теорией нелинейный эффект, возникающий при изменении крутизны фронта нагружения, свидетельствующий о возможном вкладе нового механизма формирования кинков при распаде нелинейных возбуждений бризерного типа.

Прямые доказательства реальности существования таких нелинейных волн солитонного типа и их эволюции, приводящей к образованию кинков – топологически стабильных дефектов упорядоченного состояния, были получены при магнитооптическом исследовании процессов намагничивания и перемагничивания доменной границы в прозрачном ферримагнетике. Изучение свободных и вынужденных колебаний блоховских стенок и линий позволило выявить локализованные в них элементарные возбуждения – двумерные и одномерные магноны, а также их эволюцию в нелинейные волны солитонного типа при увеличении интенсивности внешнего воздействия и распад с образованием топологических солитонов при выключении поля.

Метод магнитооптических индикаторных плёнок, развитый первоначально для исследования процесса проникновения магнитного потока в высокотемпературные сверхпроводники, позволил также изучить экспериментально особенности формирования гетерофазных доменных границ в квазидвумерном ферромагнетике с однонаправленной анизотропией, обнаружить эффект асимметрии активности центров их зарождения. Учитывая полученные результаты, оказалось возможным объяснить парадоксальные расхождения между предсказаниями существовавшей теории и экспериментальными данными о макроскопических характеристиках намагничивания таких наномагнетиков.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ И МЕХАНИЗМОВ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЩГК ПОСЛЕ β–ОБЛУЧЕНИЯ

Новиков Г.В., Федоров В.А., Чиванов А.В., Нестеров К.О.

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

Известно, что облучение щелочно-галоидных кристаллов различными видами частиц вызывает упрочнение. Одним из методов исследования механических характеристик поверхности материалов является измерение их микротвердости. Известно, что при формировании дислокационной структуры розетки, возникающей под воздействием сосредоточенной нагрузки, наблюдаются все элементарные процессы, происходящие при пластической деформации: зарождение дислокаций, их движение, размножение и взаимодействие. Эти процессы, зависят от наличия и плотности различных структурных нарушений, имеющихся в кристалле и вводимых посредством облучения, которые влияют на размеры и форму розетки.

Цель работы: исследовать морфологические особенности пластической деформации ЩГК при локальном воздействии после облучения.

В качестве образцов использовали кристаллы LiF и NaCl, которые облучали в электронном микроскопе в условиях высокого вакуума. Радиационному воздействию подвергали свежевыколотые кристаллы, полученные непосредственно перед облучением. После облучения образцы подвергали испытанию на ПМТ–3. Исследование морфологических особенностей локального деформирования кристаллов после облучения проводили на оптическом микроскопе ММР–2Р и атомно-силовом микроскопе Ntegra Aura.

Облучение электронами ЩГК инициирует протекание в них различных процессов, таких как распад электронных возбуждений, с образованием различных точечных дефектов, разогрев поверхности до температур порядка 500 К в результате торможения электронов в приповерхностном слое кристаллов, возникновение наведенного электрического поля, способствующего движению заряженных точечных и линейных дефектов. При деформации облученных кристаллов, микротвердость всех образцов увеличивалась по отношению к исходному значению, кроме чего, замечено, что зоны локального воздействия облученных образцов отличаются от образцов не подверженных облучению. Так в кристаллах LiF после облучения в течение часа образуется наноразмерный слой охрупченной поверхности характеризующийся высоким содержанием дефектов в отличие от кристаллов NaCl в котором не обнаружено образование такого слоя. После индентирования с нагрузкой 0,2 Н, в местах локального воздействия видны части разрушенного слоя возле граней отпечатка и в самом отпечатке. В местах воздействия граней пирамиды на кристалл, помимо растрескивания поверхностного слоя, видна серия полос деформации, выявляемая на атомно–силовом микроскопе и представляющая собой чередующиеся выступы и впадины, не имеющие определенной кристаллографической направленности. В кристаллах NaCl наблюдается аналогичное явление.

Морфологические особенности картин разрушения поверхностей кристаллов обусловлены большей величиной пластичности кристалла NaCl в сравнении с LiF. Вследствие чего, образующийся рельеф в кристаллах LiF сопровождается растрескиванием нанослоя образующегося на поверхности кристалла после облучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 09-01-97514 р_центр_а).

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СУПЕРПЕРФРАГМЕНТИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ПРОКАТКИ

Новиков И. И., Климов К. М.

119911 Москва, Ленинский проспект 49. Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения имени А. А. Байкова РАН klimov@imet.ac.ru; oljaozero2005@yandex.ru

Исследованы особенности воздействия концентрированных потоков энергии на поведение металлических материалов в условиях электростимулированной прокатки. Впервые выявлены следующие особенности: 1) полное отсутствие деформационного упрочнения (наклепа) при пластической деформации металлических заготовок до высоких степеней обжатия в холодном состоянии в условиях электростимулированной прокатки; 2) снижение сил контактного и межповерхностного трения между всеми контактирующими составляющими металлического тела; 3) подавление очагов и образований, ответственных за разрушение металлической заготовки.

Указанные особенности проявлялись при наличии высоких значений электрических и термических полей. В частности, были использованы высокие плотности электрических токов (постоянных или переменных) непосредственно в очаге деформации до величин порядка 10^6 А/см^2 и градиенты температур до 10^5 – 10^6 градус/см. Эти параметры процессов достигались за счет строгого совмещения очага деформации и зоны прохождения электрического тока через деформируемую заготовку, включая интенсивное охлаждение очага деформации.

Полученные результаты позволили предложить и развить в практическом плане основы технологии получения суперфрагментированных металлических и неметаллических материалов и изделий из них, которые традиционными методами, по-видимому, не удавалось получить. Используя специальное прокатное оборудование были получены образцы в виде длинномерных прутков и проволоки, состоящие из большого количества жил (или нитей) с поперечными размерами порядка микрометров и нанометров. Материал жил (или нитей) может быть как металлическим, так и неметаллическим в зависимости от поставленных задач. Особый интерес представляют образцы прутков и проволоки, включающие продольные микроканалы и микрокапилляры с весьма малыми поперечными размерами.

Расчетными методами рассмотрены некоторые варианты получения суперфрагментированных металлических и неметаллических длинномерных изделий методами электростимулированной прокатки в ручьях и калибрах. Обнаружены практические возможности получения из указанных изделий металлических мембран со сколь угодно малыми отверстиями. Экспериментально получены изделия с отверстиями различной формы и размеров. При этом использовались самые различные металлы, включая самые прочные и тугоплавкие.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОДИСПЕРСНЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Нохрин А.В.[1], **Чувильдеев В.Н.**[1], **Благовещенский Ю.В.**[2], **Москвичева А.В.**[1], **Болдин М.С.**[1], **Сахаров Н.В.**[1], **Шотин С.В.**[1], **Исаева Н.В.**[2], **Мельник Ю.И.**[2]

[1] *Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского» г. Нижний Новгород, Россия, nokhrin@nifti.unn.ru*

[2] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия*

В работе описаны результаты экспериментальных исследований процесса консолидации наноразмерных порошков чистого карбида вольфрама WC и твердых сплавов на его основе методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС).

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки WC и ингибиторы TaC и VC с размером частиц 60 нм, 10 нм и 80 нм, соответственно. Нанопорошки карбидов были получены методом плазмохимического синтеза. Составы WC-Co были получены восстановлением солей кобальта, осажденных на частицы карбида вольфрама из раствора. Электроимпульсное плазменное спекание осуществлялось на установке Dr.Sinter Model-625 (SPS SYNTEX INC. Ltd., Япония).

Исследованы режимы спекания чистого карбида вольфрама в интервале температур от 1400 до 1950 °C, при скоростях нагрева от 25 до 2400 °C/мин. Показано, что при T=1800°C близкая к теоретической плотность достигается при нагреве со скоростью до 500°C/мин. При более высоких скоростях нагрева плотность снижается, проходя через максимум при T=1700°C. Получены образцы с рекордной твердостью HV 3180 ($К_{1с}$=5.2 МПа·м$^{1/2}$, T=1700 ^{o}C, 2400°C/мин). Средний размер зерна лежит в интервале от 90 до 150 нм. Установлено, что при скорости нагрева меньше 100°C/мин наблюдается повышенная трещиностойкость образцов при меньших значениях твердости (HV 2470, $К_{1с}$=6.7 МПа·м$^{1/2}$, 25°C/мин).

Определены зависимости плотности, твердости и параметров зеренной структуры сплавов WC-8 вес%Co с ингибиторными добавками VC и TaC от температуры спекания, скорости нагрева и времени выдержки. Показано, что зависимость плотности от температуры спекания носит немонотонный характер: максимум плотности достигается при температуре твердофазного спекания 1100 ºC, а время выдержки не оказывает существенного влияния на плотность. Значения твердости коррелируют с величиной плотности полученных образцов.

Показано, что в сплаве WC-8Co-VC сформирована бимодальная структура с крупными (d_I~2÷3 мкм) и мелкими (d_{II}~0.2÷0.3 мкм) зернами, объемная доля которых зависит от температуры и режимов спекания. В сплаве WC-8Co-TaC сформирована более однородная структура (d_I~1÷2 мкм, d_{II}~0.3÷0.4мкм).

Проведены исследования механических свойств твердых сплавов. Показано, что метод ЭИПС позволяет получать наноструктурированные твердые сплавы системы WC-Co с добавками нанокарбидов TaC и VC, обладающие уникальным сочетанием свойств «твердость-трещиностойкость»: в сплаве WC-10Co-1VC сформирована однородная структура с размером зерна 150-200 нм и повышенными механическими свойствами (1710 Hv, $К_{1с}$=12.6-13 МПа·м$^{1/2}$).

Авторы выражают признательность за поддержку НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

ЭФФЕКТ ОДНОВРЕМЕННОГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Нохрин А.В.[1], **Чувильдеев В.Н.**[1], **Копылов В.И.**[2], **Бахметьев А.М.**[3], **Сандлер Н.Г.**[3], **Тряев П.В.**[3], **Лопатин Ю.Г.**[1], **Мелехин Н.В.**[1], **Пискунов А.В.**[1], **Сахаров Н.В.**[1], **Козлова Н.А.**[1], **Смирнова Е.С.**[1]

[1] *Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского» г. Нижний Новгород, Россия, nokhrin@nifti.unn.ru*

[2] *Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, г. Минск, Беларусь, kopylov.ecap@gmail.com*

[3] *ОАО «Опытное конструкторское бюро машиностроения им. И.И. Африкантова», г. Нижний Новгород, Россия, sandler@okbm.nnov.ru*

В работе описаны результаты исследований структуры, физико-механических свойств и стойкости к горячей солевой коррозии микрокристаллического титанового сплава ПТ3В, используемого при изготовлении высокоответственных элементов конструкций современных транспортных ядерно-энергетических установок.

В качестве объекта исследования выступал промышленный титановый деформируемый сплав ПТ3В состава Ti-4вес.%Al-2вес.%V. Формирование НМК структуры в сплаве проводилось методом РКУП (режим «B_c»). Температура РКУП составляла 400 ^oC.

Для исследования механических свойств титановых сплавов использовалась методика релаксационных испытаний, позволяющая определять в испытаниях на сжатие величину предела макроупругости σ_o и значение физического предела текучести $\sigma_т$, а также стандартные методы механических испытаний на растяжение и микротвердость. Коррозионные испытания проводились в смеси кристаллических солей NaCl и KBr, взятых в соотношении 300:1, в среде атмосферного воздуха (сообщение с воздушной атмосферой через крышку автоклава) в автоклаве стенда СТ-1238. Температура среды в автоклаве поддерживалась в интервале 260-280°С. Продолжительность испытаний составляла 500 ч. Степень коррозионного повреждения образцов оценивалась в соответствии с ГОСТ 9.908-85.

Показано, что управление структурой путем РКУП позволяет одновременно повысить и прочность сплава, и его коррозионную стойкость. Показано, что повышение прочности, обеспечивается за счет измельчения зеренной структуры, а повышение коррозионной стойкости связано с диффузионным перераспределением нежелательных примесей на границах зерен.

Сравнение поведения НМК сплава с крупнозернистым показывает, что коррозионная стойкость микрокристаллического сплава ПТ3В более чем в 4-6 раз превосходит коррозионную стойкость, характерную для исходного состояния.

В работе предложена модель эволюции структуры титанового сплава при РКУП. Показано, что повышение прочности, обеспечивается за счет измельчения зеренной структуры, а повышение коррозионной стойкости связано с диффузионным перераспределением нежелательных примесей на границах зерен.

Авторы выражают признательность за поддержку НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ и НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг.

ЭФФЕКТ УСКОРЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ ПРИ ОТЖИГЕ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Нохрин А.В.[1], **Чувильдеев В.Н.**[1], **Пирожникова О.Э.**[1,2], **Грязнов М.Ю.**[1,2], **Копылов В.И.**[3], **Лопатин Ю.Г.**[1], **Сахаров Н.В.**[1], **Мелехин Н.В.**[1], **Пискунов А.В.**[1]

[1] *Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского» г. Нижний Новгород, Россия, nokhrin@nifti.unn.ru*

[2] *Нижегородский филиал Института машиноведения РАН, г. Нижний Новгород, Россия*

[3] *Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, г. Минск, Беларусь*

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований явления возврата диффузионных свойств при отжиге нано- и микрокристаллических (НМК) материалов, полученных методами интенсивного пластического деформирования (ИПД). Показано, что параметры зернограничной диффузии НМК материалов (энергия активации зернограничной диффузии, предэкспоненциальный множитель коэффициента зернограничной диффузии) зависят от плотности накопленных в границах зерен дефектов – дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН), попавших в границы зерен при интенсивной пластической деформации, и продуктов их делокализации – плотности вектора Бюргерса скользящих компонент делокализованных дислокаций. Во время отжига происходит диффузионное перераспределение указанных дефектов в границах зерен, что приводит к изменению их диффузионных свойств. Показано, что интенсивность возврата диффузионных свойств границ зерен зависит от размера зерна и в мелкозернистых материалах гораздо выше, чем в более крупнозернистых. Результаты численных расчетов сопоставлены с литературными данными.

Показано, что коэффициент зернограничной диффузии при рекристаллизации НМК материалов зависит от скорости миграции границ зерен и плотности решеточных дислокаций – при аномальном росте зерен обеспечивается столь высокая скорость миграции границ зерен, что интенсивность потока решеточных дислокаций, заметаемых мигрирующей границей зерна, превосходит интенсивность их диффузионной аккомодации. Накопление дефектов на мигрирующих границах зерен НМК материалов приводит к увеличению коэффициента зернограничной диффузии и снижению энергии активации. Проведен анализ влияния плотности решеточных дислокаций, характера и скорости миграции границ зерен, а также температуры отжига на эффект ускорения зернограничной диффузии при рекристаллизации НМК материалов.

Установлено, что коэффициент зернограничной диффузии НМК материалов в условиях сверхпластической деформации зависит от скорости и температуры деформации. При этом, чем выше скорость деформации, определяющая интенсивность потока решеточных дислокаций бомбардирующих границы зерен, тем выше коэффициент зернограничной диффузии НМК материала. Результаты расчетов сопоставлены с данными по сверхпластичности НМК материалов.

Авторы выражают признательность за поддержку НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

INFLUENCE OF ELECTRONS ON ELASTIC AND INELASTIC CHARACTERISTICS OF GeSi + SiO_2

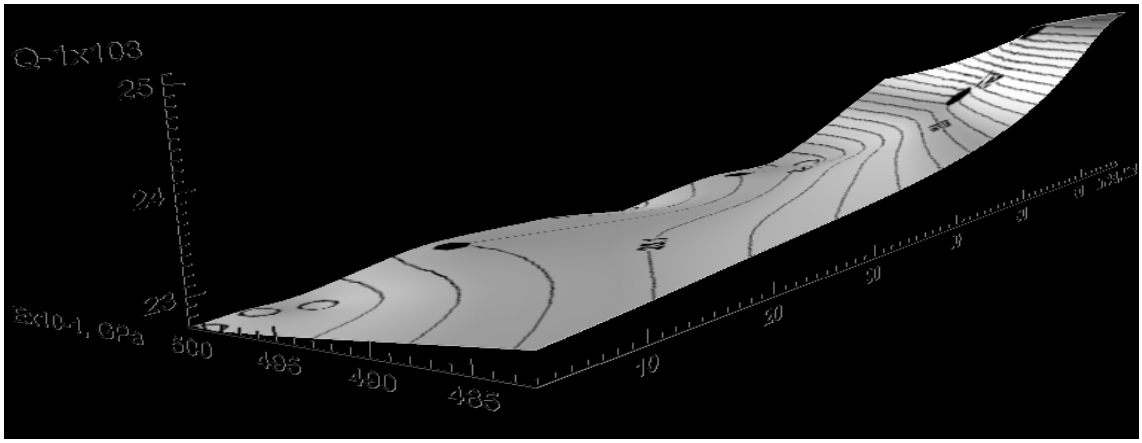
Onanko A.P., Kulish N.P., Lyashenko O.V., Prodayvoda G.T., Vyzhva S.A., Onanko Y.A.
Taras Shevchenko Kyiv national university, Kyiv, Ukraine
onanko@univ.kiev.ua

Will consider GeSi crystal with orientation [111], which periodic mechanical tension $\tau = \tau_0 e^{i\omega_0 t}$ is added to, and which is under the combined influence of external electric field **E** and external magnetic field **B**. If dislocation segment $\xi(x, y)$, that are vibrated under the act of tension τ, is charged, additional forces will operate on it $\mathbf{F}_e = e\rho(\xi)E$ and $\mathbf{F}_m = e\rho(\xi)[\frac{\partial \xi}{\partial t}, B]$, where $\rho(\xi)$ - is the distribution function of electrical charge density on the dislocation segment. The system of equations, which describes the movement of the charged dislocation under act of the mechanical, electrical **E** and magnetic **B** fields, within the framework of string dislocation model acquires the following kind:

$$M\frac{\partial^2 \xi}{\partial t^2} = V_d \frac{\partial^2 \xi}{\partial x^2} - Q\frac{\partial \xi}{\partial t} + b\tau - b\tau_a - N_j \frac{\partial U}{\partial \xi} + e\rho(\xi)E + e\rho(\xi)[\frac{\partial \xi}{\partial t}, B], \quad (1)$$

$$\frac{\partial^2 \tau}{\partial y^2} - \frac{\rho}{G}\frac{\partial^2 \tau}{\partial t^2} = \rho b \frac{\partial^2}{\partial t^2} < \int_0^\infty [\int_0^l \xi(x)dx]N(l)dl >, \quad (2)$$

where $\left(M \cdot \partial^2\xi/\partial t^2\right)$ – inertial force, $M \approx \rho b^2$ – effective mass of unit of dislocation length, ρ – crystal density, b – Byurgers vector, t – time, $\left(V_d \cdot \partial^2\xi/\partial x^2\right)$ – force which is conditioned effective strain of bended dislocation line, $V_d \approx G\,b^2$ for screw dislocations and $V_d \approx G\,b^2(1-\mu)$ for line dislocations, G – the displacement module, $\left(Q \cdot \partial\xi/\partial t\right)$ – the force of the viscid braking, Q – damping constant or coefficient viscid braking, $b\tau$ – external force, which operates on unit of dislocation length, $b\tau_a$ – force, which operates on unit of dislocation length and tensions is conditioned, which arise up as a result of potential pattern of crystalline grate, $\left(N_j \cdot \partial U/\partial\xi\right)$ – force, which operates on unit of dislocation length from the side of point defects, which co-operate with dislocation and located on dislocation line with the density $N_j(x)$, $U(\xi)$ – potential energy of co-operation, l – length of dislocation segment, $N(l)$ - the distributing function of dislocation segments for lengths, which is conditioned $N_j(x)$.



INFLUENCE OF NANOSTRUCTURE DEFECTS ON INTERNAL FRICTION IN Si + SiO_2 PLATES

Onanko A.P., Kulish N.P., Lyashenko O.V., Prodayvoda G.T., Vyzhva S.A., Onanko Y.A.
Taras Shevchenko Kyiv national university, Kyiv, Ukraine
onanko@univ.kiev.ua

The interaction between dislocations and impurities influences the process of plastic deformation and thermoactive overcoming of stoppers at the dislocation motion. A non-destructive method for the technological control of the nanostructure defects by measuring the elastic module E and internal friction (IF) was developed. The study of influence of structure defects on attenuation of elastic vibrations in Si + SiO_2 plates by the diameter of D ≈ 60 mm and by the thickness of h_{SiO2} ≈ 600 nm, h_{Si} ≈ 400 000 nm allows to estimate the defect nanostructure.

For measuring of the temperature dependences of elastic module E(T) and IF Q^{-1} (T) the methods of complete piezoelectric oscillator on frequency f ≈ 117 kHz and resonance vibrations on frequency f ≈ 2 kHz during alternative deformation ε ≈ 10^{-6} in vacuum P ≈ 10^{-3} Pa were used. The measuring error of the elastic module relative changing was $\Delta E/E_0$ ≈ 0,1% and measuring IF was $\Delta Q^{-1}/Q^{-1}$ ≈ 10%.

The depth of dislocation density N_D on fig. 1 and the broken layer h_b are determined from IF difference ΔQ^{-1} on the nearby harmonics f_1 and f_2 after mechanical and heat treatments. The dislocation density are measured in limits $N_D = 10^6 \div 10^9$ m^{-2}.

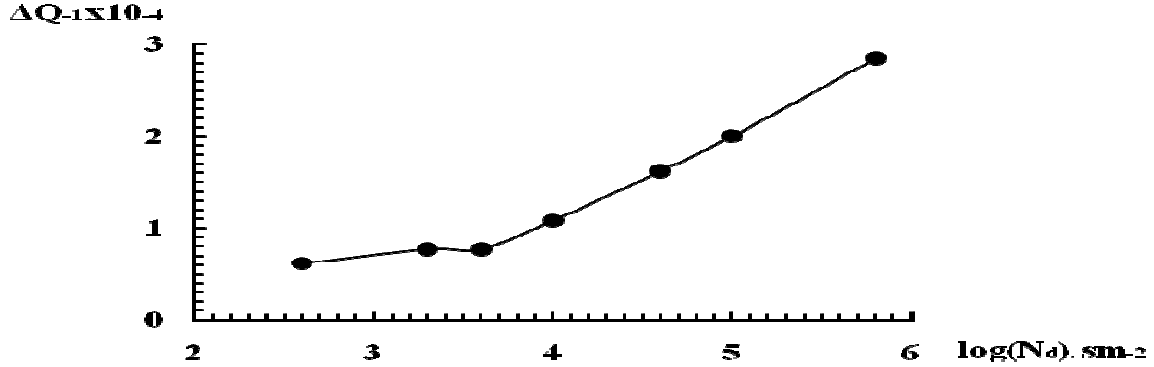


Figure 1. Dependence of internal friction difference ΔQ^{-1} of Si + SiO_2 plate from the dislocation density N_d.

The depth of the broken layer h_b = 1000÷3000 nm was. The account of dispersion of elastic mechanical vibrations energy of Si + SiO_2 plate on the structure defects results in expression for frequency of free vibrations of disk:

$$\omega = \sqrt{\frac{D\beta^2}{\rho h R^4} - 2\pi^2 \left(\frac{Q^{-1}}{T}\right)^2}\ , \qquad (1)$$

where cylindrical inflexibility of plate D, determined through the elastic module E, plate thickness h and Puasson's coefficient μ. β – is a dimensionless coefficient the value of which depends on the number of key circumferences, ρ – the specific density of plate, R - the disk radius, Q^{-1} - IF, T – the disk vibrations period. The measuring of vibrations resonance frequency f allows to determine the plate elastic module E.

Thus, the measuring of IF background $Q^{-1}{}_0$ after different mechanical, radiation, heat treatments gives information about defect nanostructure and the changing of the thermoelastic strains fields σ_i in Si + SiO_2 plates.

ГЛУБОКИЕ ЭЛЕКТРОННЫЕ СОСТОЯНИЯ НА ДИСЛОКАЦИЯХ В КРЕМНИИ.

В.И. Орлов, М.А. Хорошева, В.В. Кведер

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

orlov@issp.ac.ru

Методом емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS) исследована электрическая активность дислокаций в зависимости от длины пробега дислокаций и от скорости их движения в кристаллах кремния. В экспериментах использовались образцы кремния, вырезанные из бездислокационных монокристаллических слитков кремния, выращенных методом Чохральского и бестигельной зонной плавкой. Концентрация легирующей примеси (фосфор) была [P] = $1.1\cdot10^{14}$cm^{-3} и [P] = $6\cdot10^{13}$cm^{-3} соответственно для Cz-Si и Fz-Si. Дислокации вводились от концентраторов напряжения в ограниченной области образца 2x2 мм^2. Нагружение осуществлялось четырех-опорным изгибом при температуре 600^{0}C.

Показано, что в образцах обоих типов с дислокационными петлями малых (меньше 100-150 μm) размеров отсутствует типичный дислокационный спектр DLTS. При последующем увеличении диаметра дислокационных петель появляется традиционный спектр DLTS с тремя широкими пиками (B, C и D) (см. Рис.1-спектр 1). В той части образца, где дислокации не вводились, никакого сигнала DLTS не обнаружено. Отжиг образца с неподвижными дислокациями (без приложения нагрузки) приводит сильному увеличению интенсивности пика C (см. Рис.1-спектр 2).

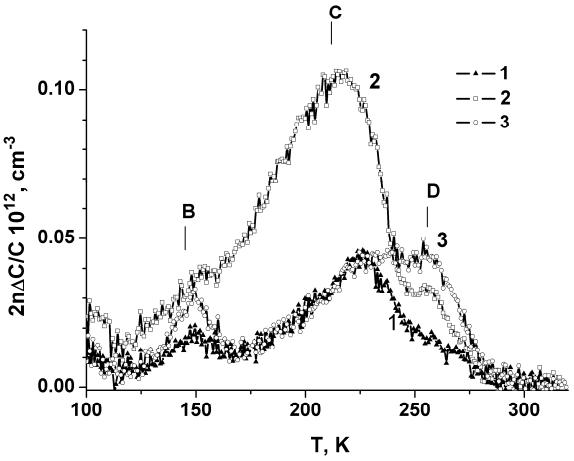


Рис.1 Спектры DLTS для одних и тех же дислокаций, (1)-диаметр дислокационных петель L=1500μм сразу после нагрузки 30 MPa при 600^{0}C, (2)-после отжига 600^{0}C 3 часа без нагрузки; (3)-после последующего нагружения 50 MPa при 600^{0}C до L ~ 1600μм.

Последующее нагружение образца, заставляющее дислокации двигаться с высокой скоростью, приводит к резкому падению C-линии и увеличению интенсивности D-линии (см. Рис.1-спектр 3). Результаты интерпретируются следующим образом: Предполагается, что пик C соответствует атомам примеси собранной покоящимися дислокациями. При быстром движении дислокаций атомы примеси не способны двигаться вместе с дислокациями и они становятся «чистыми», что и приводит к падению пика C. В отличие от C-дефектов, D-дефекты продолжают накапливаться на дислокациях даже при большой скорости дислокаций. По-видимому, они соответствуют либо собственным дислокационным дефектам (например, дефектам реконструкции с оборванными связями), либо примесям, имеющим большую подвижность и/или большую энергию связи с дислокациями.

Работа выполнена при поддержке программы ОФН РАН «Новые материалы и структуры».

МАГНИТОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ФАЗОВЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В СТАРЕЮЩИХ МЕДНО-БЕРИЛЛИЕВЫХ СПЛАВАХ ПО ДАННЫМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ

Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия

ojv@ssu.samara.ru, serpet1@yandex.ru, pokoev@ssu.samara.ru

Ранее в работах [1, 2] было установлено, что постоянное магнитное поле (ПМП), наложенное на процесс старения бериллиевой бронзы БрБ-2, увеличивает микротвердость состаренного сплава до 30 %, изменяет микроструктуру сплава, размер и количество фазовых выделений, которые с различной эффективностью оказывают сопротивление движущимся дислокациям, т.е. в итоге формируется post магнитопластический эффект (МПЭ). В составе бериллиевой бронзы БрБ-2 присутствует ферромагнитная примесь никеля в количестве 0.3 вес. %, которая может заметно повлиять на эффективность воздействия ПМП на процессы старения и, следовательно, изменить свойства сплава. Для изучения кинетики старения медно-бериллиевых сплавов и микроскопических механизмов влияния ПМП на МПЭ в данной работе впервые выполнено экспериментальное исследование малоуглового рассеяния (МУР) и трансмиссии поляризованных нейтронов при старении Cu-Be сплавов (содержание бериллия 0.5, 1.0, 1.6, 2.7, 3.0 вес. % и с максимальным содержанием ферромагнитных примесей не более 0.035 вес. %.) в ПМП и без него.

Эксперименты по МУР нейтронов выполнены на установке малоуглового рассеяния поляризованных нейтронов ВЕКТОР (ПИЯФ им. Б.П. Константинова РАН, реактор ВВР-М, Гатчина) на длине волны λ=9.2 Å ($\Delta\lambda/\lambda$=0.25). Анализ и сопоставление имеющихся экспериментальных данных, а также теоретические представления о механизмах влияния ПМП на МПЭ и кинетику старения медно-бериллиевых сплавов позволяют сделать следующие выводы:

1. Механизмы влияния ПМП на МПЭ и кинетику старения Cu-Be сплавов определяются спецификой элементарных процессов роста кластеров и фаз в ПМП и их взаимодействия с дислокациями. Магниточувствительными объектами, ответственными за «отклик» сплавов на включение ПМП по данным МУР и трансмиссии нейтронов, являются объекты с характерным размером $R \sim \lambda \sim 10$ Å.

2. Наличие магнитного момента у многих типов дефектов приводит к тому, что в ПМП изменяется как собственная энергия дефекта, так и эффективность взаимодействия дефекта со стопорами различного типа, что, собственно, и приводит к появлению МПЭ. ПМП может влиять на магнитное упорядочение парных атомных комплексов при старении, в целом диамагнитных медно-бериллиевых сплавах, и оказывать существенное влияние на процессы агрегирования наноразмерных магниточувствительных атомных кластеров.

3. Для случая Cu-Be сплавов, магниточувствительными объектами могут быть парные атомные комплексы типа медь-бериллий, бериллий-бериллий, атомные кластеры и зародыши фазовых выделений γ-CuBe, примесные атмосферы на дислокациях, сегрегации примеси в границах зерен, размеры которых, хотя бы в одном измерении, имеют порядок величины ~1 нм.

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. ФХОМ 2003, №3, С.18-25.

2. Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В., Рунов В.В. ФТТ 2010, Т. 52, вып. 3, С. 486 - 488.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo

Панченко Е.Ю., Казанцева Л.П.,Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И.

ОСП «СФТИ ТГУ», Томск, Россия

panchenko@mail.tsu.ru

Монокристаллы Ni-Fe-Ga-Co являются одними из самых перспективных ферромагнитных материалов с магнитным эффектом памяти формы и высокотемпературной сверхэластичностью (СЭ), в которых за счет выделения наноразмерных частиц вторичных фаз можно контролировать функциональные свойства. В настоящей работе на монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат. %), ориентированных вдоль [001] и $[\bar{1}23]$ направлений, исследованы закономерности влияния старения на развитие $L2_1$-10M-14M-$L1_0$ мартенситных превращений (МП), величину термического и механического гистерезиса, эффекты памяти формы и СЭ. Монокристаллах исследовали в исходном состоянии после роста (I) и после термообработок: отжиг при 1373 К, 25 мин + 673 К, 1 ч (II), 4 ч (III) и 823 К, 0,5 ч (IV) при деформации сжатием.

Показано, что кристаллы после роста при Т=298 К находятся в однофазном состоянии ($L2_1$-фаза). После отжигов формируется сложная микроструктура: выделяются крупные частицы γ-фазы, d=5÷50 мкм, и мелкие частицы размером от 10 до 300 нм, не испытывающие МП.

В однофазных кристаллах (I) обнаружена сильная ориентационная зависимость параметров СЭ. В высокопрочных [001]-кристаллах СЭ наблюдается в широком температурном интервале $\Delta T_{СЭ}$=135 К вплоть до T=400 К, с величиной обратимой деформации до 5 %, узким механическим гистерезисом Δσ=(20÷30) МПа и высокой стабильностью при изотермических циклах «нагрузка-разгрузка». В низкопрочных $[\bar{1}23]$- кристаллах температурный интервал СЭ почти в два раза меньше $\Delta T_{СЭ}$=75 К, обратимая деформация не превышает 3 %, развитие МП под нагрузкой сопровождается значительным рассеянием энергии Δσ=130 МПа, петли СЭ деградируют при циклических испытаниях.

Старение кристаллов приводит к снижению температур МП на 5÷17 К, увеличению температурных интервалов прямого и обратного МП в 2÷8 раз и ослаблению ориентационной зависимости СЭ по сравнению с кристаллами после роста (I). В состаренных кристаллах с наночастицами размером менее 30 нм (термообработки (II) и (III)), развитие МП при охлаждении/нагреве сопровождается значительным накоплением упругой энергии, которая превышает рассеяние энергии, и обратное МП начинается при температуре ниже, чем прямое ($A_s<M_s$). Данные кристаллы ((II) и (III)) не зависимо от ориентации оси деформации характеризуются более высокой циклической стабильностью СЭ при изотермических циклах «нагрузка-разгрузка», по сравнению с исходными кристаллами (I) и кристаллами после отжига при 823 К (V). В монокристаллах (V), частицы размером 150-300 нм способствуют релаксации упругой энергии при развитии превращения ($A_s>M_s$) за счет генерации вблизи частиц вариантов «неориентированного» мартенсита и дислокаций. Это приводит к деградации СЭ при циклических испытаниях. В [001] ориентации с увеличением числа циклов до 100 критические напряжения образования мартенсита под нагрузкой уменьшается на 78 %, а обратимая деформация – на 30 %.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, 09-03-00103-а и программы ФЦП «Кадры» № 14.740.11.0258.

МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА: СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ, СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ И ГИДРИДЫ

Пацелов А.М.

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

На примере твердых растворов, сплавов и интерметаллических соединений, образующихся в системе Ti - Al как при легировании, так и при реакционном спекании под давлением, показана перспектива использования вышеупомянутых материалов не только как конструкционных, но и как многофункциональных.

Сварные соединения. Получение биметаллических соединений титановых сплавов с интерметаллическими сплавами на базе орторомбических алюминидов титана позволяет решить ряд задач, связанных как с более эффективным производством, так и эксплуатацией продуктов производства судостроительной и нефтехимической промышленности. Изучение фазового состава и микроструктуры биметаллических соединений, полученных как диффузионной сваркой, так и сваркой взрывом, на разных удалениях от границы раздела выявило многослойную структуру, строение которой влияет на их прочность. Выяснена структура изолированных вихревых зон, обнаруженных в зоне сварного шва для соединений, полученных сваркой взрывом [1]. Понята природа перемешивания, обеспечивающего более прочное сцепление между соединяемыми сваркой взрывом материалами за счет нескольких факторов: волнообразной поверхности, образования стабильных конфигураций вихрей и фрагментации зерен вдоль границ свариваемых поверхностей.

Слоистые композиты. Слоистые композиты "металл - интерметаллид" - новый класс конструкционных и многофункциональных материалов, получение которых основано на реакционном спекании фольг химически активных металлов [2]. Высокая прочность и жесткость композита достигается за счет интерметаллидного слоя, высокая вязкость за счет металлического слоя. Дополнительная функциональность обеспечивается благодаря природе сборки из исходных металлических фольг и может включать в себя – баллистическую защиту, смягчение воздействия от ударных волн, управление теплообменом, демпфирование различных вибраций, зондирование и индикацию места и силы ударных воздействий, и т.д. На примере слоистых композитов Ti - Al_3Ti обсуждаются особенности структуры и механических свойств.

Гидриды. Использование многофазных сплавов на основе орторомбических алюминидов титана в качестве материалов - накопителей водорода ограничено из-за плохо поглощающей водород орторомбической фазы в системе Ti - Nb - Al [3]. Возможно, более перспективно в этом отношении выглядят твердые растворы системы Ti - Nb - Al со стороны однофазной β области, имеющие более рыхлую ОЦК решетку. Рассматриваются также результаты влияния пластической деформации (методом сдвига под высоким 8 - 12 ГПа давлением) на процессы формирования многофазной дисперсной структуры титана с дейтерием, на процессы аморфизации нестехиометрических дейтеридов интерметаллического соединения Ti_3Al. Кроме того, обсуждаются возможные механизмы благотворного влияния умеренных степеней пластической деформации на водородоемкость неупорядоченных β твердых растворов в системе Ti - Nb - Al [4].

1. Greenberg B.A., Rybin V.V., Ivanov M.A., Patselov A.M. 4th International Conference on Surfaces, Coatings and Nanostructured Materials. Italy - Rome. 2009. Abstracts book. P.220.
2. Пацелов А.М., Рыбин В.В., Гринберг Б.А., и др. Деформ. и разрушение материалов. №6. 2010. С.27.
3. Ito K., Zhang L.T., Vasudevan V.K. and Yamaguchi M. Acta Mater. 2001. V.49. P.963.
4. Patselov A.M., Rybin V.V., Greenberg B.A., Mushnikov N.V. J. Alloys and Comp. 2010. V.505. P.183.

СРАВНЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ БОЛЬШОЙ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Петрова А.Н., Бродова И.Г., Ширинкина И.Г.

[a] *Институт физики металлов УрО РАН, Россия 620041, Г. Екатеринбург, С. Ковалевской,18*

brodova@imp.uran.ru

В данной работе проведено сравнение деформационного поведения и особенностей структурообразования неупрочняемого термической обработкой сплава АМц и упрочняемого сплава В 95 при двух методах пластической деформации: кручением под квазигидростатическим давлением в наковальнях Бриджмена (КГД), в котором реализованы большие степени деформации e=4,1-6.9, и динамическим канально-углового прессованием (ДКУП) со сверхвысокими скоростями деформации $V=10^3-10^5 c^{-1}$. Особенности ДКУП заключаются в возможности нагружения материалов в сложных полях механического сдвига и ударной волны. Исходными образцами служили горячепрессованные и отожжённые прутки.

Как показано нами ранее, резкое измельчение структуры Al сплавов наблюдается уже при 1-2 проходах ДКУП. В частности, в высокопрочном сплаве В95, согласно результатам ПЭМ, формируется фрагментированная ультрамикрокристаллическая (УМК) структура со средним размером кристаллитов 200 нм, с высокой плотностью решеточных дислокаций и размытыми неравновесными большеугловыми границами. Таким же механизмом, т.е. путём фрагментации исходных субзёрен за счёт скольжения дислокаций и ротационных мод деформации, в этом материале при КГД получено нанокристаллическое состояние с твёрдостью 2.5 ГПа и размером кристаллитов 80-55 нм при e=5.5-6,4. Установлено, что при степени деформации $4,1<e<6,4$ и при ДКУП на фоне фрагментации структуры активно протекают два конкурирующих между собой процесса: динамическое деформационное старение α- твердого раствора с выделением η' фазы и деформационное растворение мелких алюминидов тугоплавких металлов.

При ДКУП сплава АМц формируется дисперсная УМК структура со средним размером кристаллитов 400-600 нм. После КГД средний размер не превышает 200 нм уже после 1 оборота и сохраняется при увеличении числа оборотов до 10. Микротвердость УМК сплава после ДКУП превышает исходную микротвердость в 1,6 раза, а после КГД в 2,3 раза. Установлено, что в сплаве АМц, независимо от метода его деформирования, формирование УМК структуры проходит несколько стадий, связанных с двумя механизмами ее образования - динамической рекристаллизации и фрагментации. Процесс динамического растворения алюминидов марганца осуществляется только в условиях импульсного высокоскоростного воздействия. При квазистатической деформации сдвигом под давлением фазовый состав не меняется, а твёрдый раствор сохраняет стабильность.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН (проект № 09-П-2-1017), Президиума УрО РАН (проект № 11-2-11-ЯЦ) и проекта РФФИ № 11- 03-00047.

ДИНАМИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ С ПРИМЕСНОЙ ПОДСИСТЕМОЙ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Петухов Б.В., Ключник П.А.

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

Механические и электрофизические свойства кристаллических материалов во многом определяются их дефектной структурой: примесями, кластерами, дислокациями и т. д. В то же время взаимодействие дислокаций с примесями в полупроводниковых материалах приводит к ряду технологически важных эффектов, природа которых до сих пор не имеет удовлетворительного описания. В частности, широко изучается возможность создания интервала напряжений, в котором дислокации не движутся и не распространяются от поверхностных источников вглубь кристалла, что важно для выращивания бездислокационных полупроводниковых материалов и стабильной работы микроэлектронных устройств.

Предполагается, что напряжение иммобилизации определяется соотношением динамических характеристик примесей и дислокаций. Однако модели, описывающие условия возникновения иммобилизации и характер зависимости напряжения иммобилизации от динамических и материальных параметров, до настоящего времени развиты недостаточно. В настоящей работе будет рассматриваться самосогласованная задача о взаимном влиянии движущейся дислокации и образующейся в ее ядре примесной подсистемы. Увлечение примесей движущимися дислокациями приводит к накоплению примесей в дислокационных ядрах, что в итоге существенно модифицирует динамические свойства дислокаций вплоть до их полной иммобилизации. В рамках кинкового механизма самосогласованным образом находятся возможные режимы движения и определяются условия иммобилизации дислокаций. Рассчитывается зависимость важнейшего для «инженерии дефектов» в полупроводниках параметра - напряжения иммобилизации - от материальных параметров и условий эксперимента. Теория учитывает наличие аномального режима движения дислокационных кинков и разграничивает области параметров, отвечающих различным типам кинетики дислокаций. Результаты расчета иллюстрируются на рисунке (кружки отмечают точки перехода от нормальной кинетики кинков к аномальной).

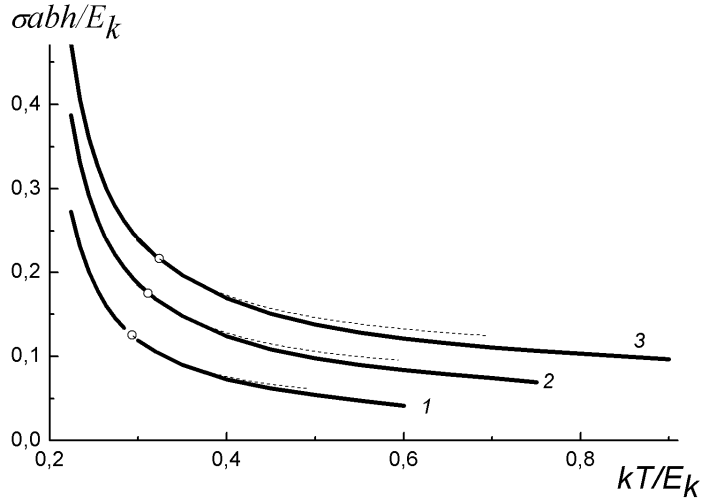


Рисунок 1. Температурная зависимость напряжения иммобилизации σ для различных значений концентрации примесей в кристал-ле c_0: c_0=0.05 (1); c_0=0.1 (2); c_0=0.15 (3). Другие параметры: $ah/D_k\tau_m$=0.015, E_b= 0.5E_k. Здесь h - расстояние между долинами кристаллического рельефа, a – период решетки вдоль дислокации, E_k - энергия кинка, E_b- энергия взаимодействия примеси с дислокацией, D_k- коэффициент диффузии кинка.

СТРУКТУРА И КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Пилюгин В.П., Брытков Д.А.

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

Тугоплавкие металлы, обладают высокими модулями объёмной упругости, например вольфрам и иридий до 400 ГПа, сдвига до 220 ГПа, высоким сопротивлением деформации, упрочнением и сравнительно низкой или низкой пластичностью. В силу этого, особенно металлы VIб группы элементов являются труднодеформируемыми. В моно- и поликристаллическом состоянии они отвечают критерию Пью $K/G \leq 2$ и разрушаются хрупко в жёстких схемах испытания. Заметное влияние на характер и параметры пластического течения оказывает давление, величина которого должна составлять не менее 0,01 от модуля объёмной упругости. При холодной квазистатической обработке методически достижимы максимальные давления 12-20 ГПа, что позволяет обрабатывать хрупкие материалы на большие степени без разрушения. В работе изучено влияние высокого давления на структуру и физико-механические свойства малопластичных металлов: Cr, Mo, W, Ir и т.д. Установлено, что давление, блокируя зарождение и распространение микротрещин, пластифицирует материалы и позволяет достигать больших степеней деформации без разрушения образцов. В них формируются деформационные нанокристаллические структуры; границы образовавшихся кристаллитов и их форма несовершенны по сравнению с кристаллитами пластичных металлов. Деформационно-индуцированные изменения в структуре из моно- в нанокристаллическое состояния рассмотрено с позиций структурно-скейлинговых переходов. При этом, структурные изменения матералов значительны и подобны фазовым превращениям, с радикальными изменениями физико-механических свойств и сохранением масштабной инвариантности системы. Выполнен анализ литературных данных по аспектам влияния давления на ширину и подвижность дислокаций, зарождения микротрещин с позиций простого плоского скопления дислокаций и более сложных моделей скопления дислокаций. Рассмотрены условия устойчивости, механизмы роста микротрещин и влияния давления на устойчивость микротрещин, а также их взаимодействия с дислокационными скоплениями в условиях гидростатического сжатия материалов. Экспериментально показано, что деформационно-индуцированный переход хрупких металлов в субмикро- или наноструктурные состояния, подобен фазовому переходу первого рода, вызывает радикальные изменения механических свойств: сопротивление деформации возрастает 3,5-5 раз от начального, а в характере разрушения происходит переход от от хрупкого к хрупко-вязкому. Структурно-скейлинговые переходы, проходящие под действием мегапластической бародеформации также вызывают изменения кинетических свойств: существенно меняются электро- и теплопроводность. Характер температурной зависимости электросопротивления нанометаллов в интервале 4,2-300 К качественно подобен монокристаллическому состоянию, но электрорезистивность n – структурных чистых металлов повышается в 2-4 раза, в сплавах эффект слабее. Существенно меняется температуропроводность, например, для ниобия снижение составляет в 1,8-2 раза в интервале температур 1200-2700 К, для палладия почти в 3 раза в интервале 80- 300 К. Работа выполнена в рамках темы «Импульс», и при поддержке проектов Президиума РАН 09-П-2-1036 и 09-П-2-1019 по секции «Физика сильно сжатого вещества».

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ ПОТОКОВ В СВЕРХПРОВОДНИКАХ

Полянский А.А.

Applied Superconductivity Center, National High Magnetic Field Laboratory, Florida State University, Tallahassee, Florida 32310, USA (polyanskii@asc.magnet.fsu.edu)

После обнаружения в 1911 году голландским физиком Камерлинг-Оннесом в металлической ртути потери сопротивления при температуре жидкого гелия были открыты различные металлы и сплавы, которые показывали такие сверхпроводящие свойста как исчезновение сопротивления и полное выталкивание магнитного потока (эффект Мейсснера) при температурах близких к 20 К. Огромный интерес к сверхпроводящим материалам появился у исследователей всего мира после обнаружения в 1986 высокотемпературной сверхпроводимости в керамических материалах при температурах близких к 30 К, а позднее, в этом же году, и при 91 К. В начале 21 века в Японии была обнаруженна сверхпроводимость в простом соединении дибориде магния при 39 К; который может заменить провода на основе ниобия. Позднее, в той же Японии, в 2008 году был обнаружен новый класс сверхпроводников на основе элементов V группы таблицы Менделеева железа и мышьяка, так называемые пниктиды. Расчеты показывают многообразие сверхпроводящих пниктидов может превышать более 2000 соединений, а их вторые критические поля несколько десятков тесла Как известно; сверхпроводники обладают существенным преимуществом перед обычными проводниками изготовленными из нормальных металлов, так как они обладают способность проводить намного большие токи без рассеивания энергии на нагрев. Однако реальные характеристики таких материалов далеки от расчетных и в силу многих причин их потенциальные возможности пока полностью недостижимы. Как показали наши исследования и работы в других лабораториях одной из основных причин ограничивающих достижение в этих материалах высоких критических токов необходимых для практическое применение является их дефектная структура. Границы зерен; поры, включения вторичных фаз и механические дефекты в виде трещин и царапин играют существенную роль в реальных материалах. Определение факторов снижающих токонесущую способность сверхпроводников и является целью данного исследования. Использование предложенного нами магнито-оптического метода на основе гранатовых пленок с плоскостной анизотропией позволяет визуализировать, как распределение магнитного потока, так и протекание критического тока в областях где дефектная структура ограничивает или полностью блокирует его протекание. В частности, показанно; что при разориетации зерен около 5 градусов величина критического тока снижается на границах до 50% от величины тока в зернах; тогда как при 10 градусах границы зерен могут ограничивать критток до 90%. Этот результат важен для сверхпроводников, так как все они являются поликристаллическими материалами. В некоторых поликристалических пниктидах обнаруженно присутствие FeAs фазы, которая смачивает границы зерен и магнето-оптические исследования показывают гранулярность и полное подавление тока через эти границы. В тонких лентах на основе висмута основными дефектами, после их отжига, являются незалеченные остаточные трещины, созданные после прокатки. В тонких иттриевых лентах, изготовленных на металлических никелеевых подложках способом импульсного лазерного осаждения, основными дефектами, блокирующими критический ток в сверхпроводящем слое, являются границы большеугловых разориентированных зерен, унаследованные из никелеевой подложки при изготовлении.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Ni-Y

Поспелова М.М.[1,2], Абросимова Г.Е.[2]
[1]*Московский государственный университет им. Ломоносова, Москва, Россия,*
[2]*Институт физики твердого тела РАН. Черноголовка, Россия,*
e-mail:maria-pospelowa@rambler.ru

Методами рентгенографии, дифференциальной сканирующей калориметрии и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние состава и термообработки на структуру аморфных сплавов $Al_{87}Ni_{10}Y_3$ и $Al_{88}Ni_2Y_{10}$. Аморфные сплавы были получены в виде лент закалкой расплава на быстродвижущуюся подложку. Скорость охлаждения составляла ~ 10^6 K/s .

Выбор именно таких сплавов объясняется тем, что в аморфных металлических сплавах системы Al-Ni-Y при определенных условиях термообработки формируется нанокристаллическая структура: в аморфной матрице образуются нанокристаллы Al. Высокие прочностные характеристики делают этот материал привлекательным для практического использования. Кроме того, нанокристаллические сплавы являются интересными с точки зрения определения взаимосвязи между структурой в аморфном и кристаллическом состояниях, а также изучения процессов зарождения и роста нанокристаллов в термодинамически неравновесных условиях. Также установлено, что нанокристаллическая структура обычно образуется при первичной кристаллизации аморфной фазы, однако она возникает далеко не всегда и не во всех системах. Поэтому исследование кинетики структурных и фазовых превращений, происходящих при нагревании аморфных сплавов, позволяет выяснить причины, определяющие формирование и параметры нанокристаллической структуры.

Образцы подвергались изотермическим отжигам и нагревам с постоянной скоростью. Согласно данным дифференциальной сканирующей калориметрии кристаллизация сплавов зависит от их химического состава, что видно в различиях параметров кристаллизации сплава $Al_{87}Ni_{10}Y_3$ и $Al_{88}Ni_2Y_{10}$.

Установлено, что температура первой стадии кристаллизации сплава $Al_{87}Ni_{10}Y_3$ при скорости нагрева 20ºС/мин составляет 168ºС, а сплав $Al_{88}Ni_2Y_{10}$ при этом остается в аморфном состоянии. При температуре 182ºС лента состава $Al_{88}Ni_2Y_{10}$ тоже начинает кристаллизоваться. На первой стадии кристаллизации обоих сплавов образуются кристаллы алюминия, размеры которых не превышают 15 нм. После окончания первой стадии кристаллизации структура образцов является двухфазной и состоит из нанокристаллов алюминия, хаотически распределенных в аморфной матрице.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 10-02-00195).

ВОЗМОЖНОЕ ВЛИЯНИЕ НАНООБЪЕКТОВ НА СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВ, МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПО ДАННЫМ ПОЗИТРОННЫХ АННИГИЛЯЦИОННЫХ СПЕКТРОВ

Прокопьев Е.П.[1], Графутин В.И.[1], Тимошенков С.П.[2], Фунтиков Ю.В.[1]

[1]Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И.Алиханова, Москва, Россия

[2]Московский государственный институт электронной техники (технический университет) (МИЭТ), Зеленоград

e-mail; epprpkopiev@mail.ru

Показано, что один из эффективных методов определения средних размеров цилиндрических и сферических нанообъектов $\overline{R}$ (свободных объемов пор, полостей, пустот и т.д.), их средних значений концентрации $\overline{N}$ и химического состава в месте аннигиляции позитрона в пористых системах и некоторых дефектных материалах (и в большом числе технически важных материалах и наноматериалах) является метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) [1-6]. Это позволяет определять средние значения доли свободного пространства $\overline{V}_{rad} = (4/3)\pi\overline{R}^3\overline{N}$ образующегося в материалах электронной и ядерной техники в процессе их эксплуатации. Обсуждается идея поиска корреляции между значениями $\overline{V}_{rad} = (4/3)\pi\overline{R}^3\overline{N}$ и электрическими, механическими и другими свойствами материалов, например, их значениями электрофизических параметров и механических воздействий на излом. Дается краткий обзор экспериментальных исследований нанообъектов в полупроводниках и сталях различных марок, используемых в качестве конструкционных материалов в современных ядерных реакторах [1], возможно подтверждающих сделанные предположения. При этом важную роль приобретают экспериментальным методы определения прочности и хрупкости металлов и сплавов, облученных нейтронами. Особое значение при этом имеет поиск критичных дефектов, сильно нарушающих механические и радиационные свойства).

1. В. И. Графутин, Е. П. Прокопьев, В. Крщак и др. // Ядерная физика. 2011, Т.74. №2. С.195-206.
2. В.И.Графутин, О.В.Илюхина, Г.Г.Мясищева и др. // Ядерная физика. Т.72. №10. 2009. С.1730-1739.
3. В. Ю. Милосердин, В. И. Графутин, Е. П. Прокопьев и др. // Ядерная Физика и инжиниринг. 2010. Т.1. №3. С.220-240.
4. Р.Бурцл, В.И.Графутин, О.В.Илюхина и др.// Физика твердого тела. 2010. Т.52. Вып.4. С.651-654.
5. Е.П.Прокопьев. Развитие методов позитронной аннигиляционной спектроскопии для определения размеров нанообъектов в пористых системах, дефектных материалах и наноматериалах. http://www.portalus.ru/modules/science/data/files/prokopiev/Prokopev-pos-Report.doc
6. В.И.Графутин, Е.П.Прокопьев, Ю.В.Фунтиков. Развитие методов позитронной аннигиляционной спектроскопии для определения размеров нанообъектов в пористых системах, дефектных материалах и наноматериалах. Обсуждение современных проблем в мире физики/ http://www.physics-online.ru/php/paper.phtml?jrnid=null&paperid=8127&option_lang=rus

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ Ti_2NiCu

Пушин А.В.[1,2], **Коуров Н.И.**[1], **Попов А.А.**[2], **Пушин В.Г.**[1]

[1] *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

[2] *Уральский федеральный университет им. Первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

pushin@imp.uran.ru

Комплексно изучены трехкомпонентные сплавы на основе Ti_2NiCu (вблизи стехиометрического состава с отклонением по 2 или 3 компонентам до ±1%), синтезированные методом быстрой закалки из расплава (БЗР) в тонкую длинномерную ленту спиннингованием со скоростями охлаждения 10^5 – 10^6 К/с. Исследования структуры выполнены методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Измерены также электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы сплавов. Сплавы исследованы в исходном литом состоянии, после спиннингования и отпуска по различным режимам.

Установлены концентрационные интервалы легирования, обеспечивающие получение в быстрозакаленных сплавах аморфного состояния, и режимы обработки (закалки и отжига), приводящие к формированию в них нанокристаллических или субмикрокристаллических состояний, а также термоупругих мартенситных переходов. Показано, что в зависимости от химического состава, условий закалки и последующей термообработки в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в быстрозакаленных сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании.

Обнаружено, что аморфизация и наиболее дисперсные, а как следствие, высокопрочные нанокристаллические структуры в быстрозакаленных сплавах реализуются в сплавах, склонных к фазовому расслоению. Сплавы с неограниченной растворимостью легирующих элементов наиболее трудно диспергируются при быстрой закалки из расплава, хотя и в них удается создать субмикрокристаллическую зеренную структуру. Данные сплавы являются наименее прочными. Выявлено, что термоупругое мартенситное превращение (B2→B19) и связанные с ним эффекты памяти формы в быстрозакаленных сплавах различных составов могут быть реализованы в широком температурном диапазоне (от криогенных температур до 340 К), отличаются узким гистерезисом, высокой степенью обратимости однократного и обратимого эффекта памяти формы. Исследованы особенности структурных механизмов мартенситных переходов в нано- и субмикрокристаллических сплавах. Обнаружены смена механизма мартенситной перестройки от поливариантного (многопакетного) к попарнодвойникованному (однопакетному), а затем к монокристаллическому мартенситу по мере измельчения зерна в интервалах (>0,5-1,0 мкм; 0,1-0,5 мкм; <0,1 мкм) и наноразмерный эффект (подавление перехода в нанозернах размером менее 15-20 нм).

Работа поддержана молодежными проектами УрФУ и УрО РАН, а также РФФИ №11-02-00021.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ: СВОЙСТВА, ПОЛУЧЕНИЕ, ПРИМЕНЕНИЕ

Пушин В.Г.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

pushin@imp.uran.ru

К одному из развивающихся направлений современного материаловедения относятся сплавы, способные испытывать высокообратимые термоупругие мартенситные превращения (ТМП). Они составляют обширный класс материалов, отличающихся необычными физико-механическими свойствами и так называемыми эффектами термомеханической памяти формы. Одной из важных особенностей является то, что демонстрируемые ими особые и подчас уникальные физико-механические свойства практически очень привлекательны. В настоящем обзоре рассмотрены исторические аспекты, классификация, природа и механизмы реализации ТМП и связанных с ними эффектов памяти формы (ЭПФ), которые в свою очередь объединяют целый ряд необычных эффектов: однократно и многократно обратимые ЭПФ, осуществляющиеся при изменении температуры, давления, магнитного поля, эффекты сверхупругости и высокой обратимой деформации превращения под нагрузкой (при прямом превращении) или ее снятии (при обратном превращении), высоких пластичности, внутреннего трения и демпфирования. Анализируются особенности ТМП в данных сплавах, ответственные за ЭПФ. Обсуждается влияние термических и термомеханических обработок (ТО и ТМО) на структурные и фазовые превращения и ЭПФ. Значительное внимание уделено рассмотрению фазовых и структурных превращений и физико-механических свойств сплавов на основе никелида титана. Показано, что среди конструкционных и функциональных материалов, испытывающих ТМП, сплавы никелида титана имеют самые высокие прочностные и пластические свойства. При этом они демонстрируют уникальные по величине и воспроизводимости ЭПФ, высокую надежность и долговечность их реализации (механотермическую, механоциклическую, термоциклическую). Обладая хорошей свариваемостью, высокой коррозионной стойкостью, биологической совместимостью и сравнительно простым химическим составом, они отличаются также технологичностью металлургического процесса и последующих производственных переделов. Как сплавы с ЭПФ они единственные находят широкое использование и пока незаменимы в ответственных изделиях и устройствах в технике и медицине. Подчеркнем, что важное практическое значение наряду с деформационными и температурными эффектами имеют силовые эффекты генерации и релаксации напряжений при ТМП, как прямых, так и обратных. Рассмотрены принципы и технологические подходы реализации различных структурных состояний в сплавах с ЭПФ: моно- или поликристаллического (обычного микро-, МК, субмикро-, СМК, или нанокристаллического, НК), одно- или многофазного. Отмечается, что к эффективным способам получения объемных СМК и НК-высокопрочных сплавов Ti-Ni относятся методы интенсивной пластической деформации (ИПД) или быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с ТО и ТМО. Показано, что если у большинства материалов с СМК и НК структурами, полученными ИПД или БЗР, высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность при комнатной температуре (менее 10 % относительного удлинения), то метастабильные сплавы никелида титана проявляют необычно высокую способность к деформированию и износостойкость. Рассмотрены различные примеры практического использования сплавов.

ВЛИЯНИЕ ПОГЛОЩАЮЩИХ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЕЙ НА ОПТИЧЕСКУЮ СТОЙКОСТЬ ЩЁЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Рогалин В.Е.

ФГУП «НПО Астрофизика», Москва, *Россия,* e-mail: v-rogalin@mail.ru

В ЩГК: NaCl, KCl, KBr и RbI, в результате воздействия излучения импульсного CO_2-лазера с плотностью мощности 10^6 - 10^7 Вт/см^2 получены микропоры размером до 30 - 100 мкм (объёмная плотность ~ 10^5 см$^{-3}$) [1-3].

Поры возникают вследствие оптического пробоя на поглощающих микронеоднородностях - результате коагуляции посторонних примесей. Их фотоионизация коротковолновой составляющей излучения плазменного факела заметно снижает порог пробоя на этих микронеоднородностях. Размеры (~ 20 мкм) и концентрация пор (~ 3×10^4 см$^{-3}$), возникших при воздействии излучением длительностью до 1 мкс, прошедшем через плазму оптического пробоя воздуха перед входной поверхностью образца, идентичны в NaCl, KCl, KBr и RbI.

При воздействии импульсом до 5 мкс, экспериментально найдена зависимость среднего значения массы материала $\boldsymbol{m_{ср}}$, вынесенного из полости (в сферическом приближении), от энергии кристаллической решётки – $\boldsymbol{\xi}$**:**

$$\boldsymbol{m_{ср}} \approx 0{,}07\times\exp(-0{,}09\,\xi).$$

В уравнении: $\alpha = 0{,}09$ имеет размерность: $1/RT$, где $T_п \approx 5500$ К. Обнаружен максимальный размер пор, увеличить который путём роста плотности энергии излучения, не удаётся из-за развития трещин разрушающих образец.

При возникновении поры создаётся плазменное образование. Средняя температура $T_п \approx 5500$ К и давление ~ 10^4 кГ/см^2. Формирование поры происходит в основном во время действия импульса излучения за счёт: испарения на фронте волны поглощения (скорость v≈5 м/с) и пластической деформации. Данные численно согласуются с известными теоретическими расчётами.

Микрополости являются центрами значительных внутренних напряжений, выявляемых по розеткам двойного лучепреломления, имеющим размер до ~1 мм.

Исследована кинетика отжига микропор при предплавильной температуре (на образцах из кристалла KCl). Показано, что полости залечиваются в процессе термического отжига при атмосферном давлении внешней среды благодаря релаксации полей внутренних напряжений, локализованных вокруг них.

Изучено влияние ионизирующей радиации на процесс объёмного порообразования в NaCl. Ни F-, ни M-центры сами по себе не способствуют возникновению пор. При отжиге они коагулируют с образованием коллоидальных частиц металла, резко снижающих порог пробоя, и инициируют порообразование.

В NaCl и KCl, специально очищенных выращиванием в фосгене (содержание примесей < 10^{-6} вес. %), следы объёмного пробоя отсутствовали и при заметном превышении порога образования плазменного факела перед поверхностью образца (при плотности энергии до ~50 Дж/см^2).

1. Рогалин В.Е., Тищенко Н.А., Шаскольская М.П. // ЖТФ. -1980. - Т. 50, № 5. - С. 1077 - 1079.
2. Рогалин В.Е., Самойлова Т.И., Шаскольская М.П. // Кристаллография. - 1980. - Т. 25, № 5. - С. 1100 - 1101.
3. Рогалин В.Е., Самойлова Т.И., Тищенко Н.А., Шаскольская М.П. // ФТТ. - 1980. - Т. 22, № 12. - С. 3549 - 3554.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ W-Cu, Mo-Cu, Ti-B-Cu В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ

Д.А. Романов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов

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

Высокая доступность, электро- и теплопроводность меди делают ее незаменимым материалом для электрических контактов переключателей. В условиях эксплуатации медные электрические контакты испытывают электроэрозионное разрушение. Это является существенным недостатком меди. Известно, что повысить электроэрозионную стойкость позволяет нанесение покрытий систем W-Cu, Mo- Cu, Ti-B-Cu. Ранее такие покрытия были сформированы на образцах электротехнической меди методом электровзрывного напыления. Цель настоящей работы заключалась в изучении влияния эксплуатационных факторов на эволюцию их структуры после экспресс-испытаний функциональных свойств.

Покрытия систем W-Cu, Mo-Cu, Ti-B-Cu с композиционной наполненной структурой наносили на образцы из электротехнической меди М1 в соответствии размерам контактов электромагнитных пускателей марки ПМА 4100. Испытания на коммутационную износостойкость в режиме АС-4 проводили на испытательном комплексе ООО «ЗЭТА» (г. Кемерово) при токе коммутирования 378 А и $\cos\varphi$ = 0,35. Число циклов включений-отключений до полного разрушения в случае покрытий системы составило 5825, 8047 и 4125 для систем Ti-B-Cu, Mo-Cu и W-Cu соответственно.

В исходном состоянии структура покрытий систем W-Cu, Mo-Cu представляет собой медную матрицу с глобулярными включениями вольфрама или молибдена с размерами порядка 10 мкм. Покрытия системы Ti-B-Cu содержат бориды титана TiB_2, Ti_2B, Ti_3B_4, TiB и медь. Толщина покрытий составляет 25 мкм. Под влиянием высоких температур в процессе испытаний покрытий систем W-Cu, Mo-Cu происходит оплавление их поверхности и образование на ней грубого рельефа. При этом легкоплавкая медь испаряется и основным элементом покрытия становится вольфрам или молибден соответственно, которые образуют сплошную матрицу с включениями меди с размерами порядка нескольких микрометров. В отдельных областях происходит разрушение покрытия до материала основы.

Особенностью деградации покрытий системы Ti-B-Cu является то, что локально происходит полное изнашивание покрытия до материала основы: на поверхности меди присутствуют бориды титана. Общим для всех систем является то, что композиционная наполненная структура, образованная вольфрамом и медью, молибденом и медью, боридами титана и медью, способствует сохранению плоской формы поверхности контакта. По-видимому, роль тугоплавкого компонента сводится к уменьшению испарения меди в процессе работы. После ускоренных испытаний покрытий электроэрозионностойкие покрытия систем W-Cu, Mo-Cu, Ti-B-Cu деградируют с образованием кратеров и конусов эрозии. Дополнительное повышение коммутационной износостойкости может быть достигнуто путем увеличения толщины покрытий путем повторного электровзрывного формирования его единичных слоев.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.1154) и грантом РФФИ (проект № 10-07-00172-а).

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Русаненко В.В., Макушев С.Ю., Блинова Е.Н., Филиппова В.П., Клиппенштейн А.Д.

Институт металловедения и физики металлов ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», 105005 г. Москва, ул. 2-я Бауманская 9/23, Россия, E-mail: v.v.-rusanenko@mail.ru

Исследована взаимосвязь изменений структуры и свойств дисперсионнотвердеющих сталей после различных способов обработки. Изучено влияние термоциклической обработки (ТЦО) на формирование наноструктурного состояния и механические свойства железоникелевых мартенситно-стареющих (МС) сталей, легированных ванадием и молибденом. В исходном состоянии после закалки в сталях типа 03Н15К10М5Ф5 фиксируется структура реечного пакетного мартенсита, размер кристаллов составляет от 0,5 до 1,0 мкм. Установлено, что после ТЦО, холодной деформации и старения мартенсита сталей происходит фрагментация структурных составляющих и формирование нанокристаллической структуры. В процессе такой обработки образуются мартенситные кристаллы наномасштабных размеров 50-100 нм и выделяются дисперсные частицы интерметаллидных фаз Ni_3V и Fe_2Mo, размер которых составляет 10-20 нм. Образование в структуре МС стали дисперсных частиц интерметаллидов приводит к нанофазному упрочнению. Вышеназванные наноструктурные изменения, обусловленные протеканием мартенситных бездиффузионных и диффузионных фазовых превращений, оказывают существенное влияние на характеристики исследованных сталей. Применение комплексной термической и деформационной обработки позволяет получать наноматериалы с высоким уровнем свойств. Показано, что дополнительное упрочнение составляет 200-300 МПа и на изученных сталях типа 03Н15К10М5Ф5 достигается предел прочности 2300-2400 МПа. Кроме того, повышается стойкость сталей к циклическим нагрузкам. Число циклов до разрушения увеличивается на 20%, что обеспечивает более высокую эксплуатационную надежность деталей и изделий.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н.

Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», Нижний Новгород, Россия, nvsaharov@nifti.unn.ru

Исследована структура промышленных сплавов АМг-6 и АМг-2 в литом и микрокристаллическом (МК) состоянии. Для формирования МК структуры использовалась методика равноканально-углового прессования, 6 циклов, режим B_C. Температура прессования варьировалась от 125°С до 200°С (АМг-2) и от 150°С до 220°С (АМг-6). Структурные исследования проводились по стандартным металлографическим методикам с использованием оптического и электронного микроскопов и рентгеновского микроанализатора. В литых сплавах наблюдается химическая неоднородность, наследуемая МК сплавами. В литом состоянии по границам зерен располагаются крупные частицы фаз Mg_2Si и $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$. В МК сплавах крупные частицы разбиваются на мелкие. Также наблюдаются мелкие частицы (менее 1 мкм).

Построена зависимость размера зерна от температуры отжига (рисунок 1). Кривая имеет трехстадийный характер. На первой стадии размер зерен остается почти неизменным. Вторая стадия продолжается до температуры 300°С и характеризуется экспоненциальной зависимостью среднего размера зерен от времени. На третьей стадии наблюдается медленный подъем кривой, характерный для собирательной рекристаллизации.

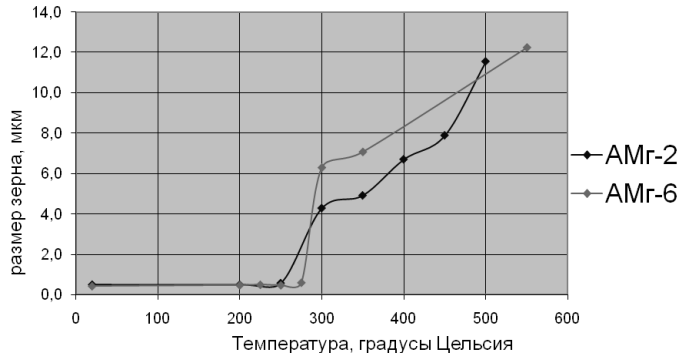


Рис.1. Зависимость размера зерна от температуры отжига сплавов АМг-2 и АМг-6

Построены зависимости размера зерна от времени изотермического отжига МК сплава АМг-2. Температура отжига равна Т=290°С. Показано, что рост зерен на второй стадии носит аномальный характер: на фоне матрицы мелких зерен вырастают несколько крупных, превосходящие мелкие по размеру в несколько раз. Объемная доля крупных зерен изменяется по экспоненциальному закону.

Авторы выражают признательность за поддержку НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)», ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы» и программе «У.М.Н.И.К.» Фонда содействия развитию малых форм предпринимательства в научно-технической сфере.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ В $La_{1-x}Ba_xMnO_{3+\delta}$ (x = 0.05 ÷ 0.20)

В.Д. Седых[1], В.С. Русаков[2], И.И. Зверькова[1], А.В. Дубовицкий[1], В.И. Кулаков[1]

[1] Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
[2] Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия
sedykh@issp.ac.ru

Методами мессбауэровской спектроскопии и рентгеновской дифрактометрии проведено систематическое исследование структурных превращений в соединении $La_{1-x}Ba_xMn_{0.98}{}^{57}Fe_{0.02}O_{3+\delta}$ (x = 0.05 ÷ 0.20) в зависимости от содержания Ba и условий термообработки (отжиг в вакууме и на воздухе). Образцы синтезированы методом золь-гель на воздухе при температуре 1100^0C. Для исследуемого интервала концентраций бария при синтезе формируется ромбоэдрическая структура с пространственной группой R-3c. Показано, что при отжиге в вакууме ромбоэдрическая фаза переходит в смесь фаз *PnmaI*, *PnmaII** и *PnmaII* для всех концентраций бария. С ростом содержания бария растет количество фазы *PnmaI*. Небольшое количество фаз *PnmaII* и *PnmaII** остается даже при 20%Ba.

При разных условиях термообработки (отжиг в вакууме и на воздухе) в манганите лантана, легированном барием, для всех исследуемых концентраций бария от 5 до 20% существуют обратимые фазовые переходы *PnmaII* ↔ *PnmaII** ↔ *PnmaI* ↔ *R-3c*.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 09-02-00767-а и Программы РАН «Физика конденсированных сред».

ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛЕЙ

Семенова Л.М.[1], Бахрачева Ю.С.[2], Семенов С.В.[3]

[1] Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия
[2] Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ), Волгоградский филиал, Волгоград, Россия, Bakhracheva@yandex.ru
[3] Волжский политехнический институт, Россия, филиал ВолгГТУ, Волжский, Россия

В отличие от других видов термообработки, структурные и фазовые превращения при термоциклической и химико-термоциклической обработке совершаются многократно при изменяющейся температуре нагрева-охлаждения. Необходимость многократного повторения обработки обусловлена стремлением накопить изменения, которые коренным образом улучшают качество изделий и придают им свойства, не достижимые при одноразовой термической обработке.

В настоящей работе была поставлена задача исследования структуры и диффузионных процессов нитроцементации стали 20Х в условиях термоциклирования.

Распределение концентрации углерода после 5 циклов с выдержкой при верхней температуре в каждом цикле в течение 30 минут и после 5 циклов с выдержкой при верхней температуре в первых 4 циклах 30 минут, а в пятом цикле 2 часа показывает, что выдержка в последнем цикле приводит к уменьшению содержания углерода в поверхностной зоне и увеличению его концентрации на глубине 0,4-1,0 мм. В результате чего толщина эвтектоидной зоны диффузионного слоя возрастает. Толщина слоя до содержания углерода 0,4%, т.е. до середины переходного слоя возрастает с 0,7 мм в первом случае до 1,0 мм в случае применения длительной выдержки в последнем цикле.

Из анализа распределения углерода по толщине диффузионного слоя при различных температурно-временных параметрах следует, что при ХТЦО с выдержкой при верхней температуре циклирования 30 минут образующийся в процессе охлаждения цементит приводит к увеличению общего содержания углерода в нитроцементованном слое, т.к. с увеличением числа циклов растет количество цементита. Применение выдержки при верхней температуре циклирования в последнем цикле два часа способствует растворению цементита. В этом случае цементит как бы становится внутренним источником углерода.

Таким образом, применение в процессе ХТЦО длительной выдержки в последнем цикле значительно увеличивает массоперенос углерода в стали. Это можно объяснить тем, что наиболее существенный вклад в увеличение скорости диффузии вносят подвижные дислокации, особенно подвижная диффузионная сеть. Многократное полиморфное превращение вызывает увеличение протяженности границ зерен за счет образования волнообразной, зубчатой и пилообразной формы, что может вызвать движение сети дислокаций. Движущаяся дислокационная сеть не только переносит атомы растворенного вещества, но и сами подвижные дислокации могут быть источником дефектов типа вакансий, ускоряющих диффузионные процессы. Выдержка при верхней температуре циклирования, приводя к развитию релаксационных процессов в какой-то момент полигонизации, приводит в движение дислокационную сеть, которая, перемещаясь по диффузионному слою, переносит углерод из поверхностной зоны вглубь, при этом измельчается структура всего слоя, в том числе и бывшей эвтектоидной зоны. Отток дислокаций и углерода приводит к растворению части цементитных включений в этой зоне.

НЕЛИНЕЙНЫЕ ЯВЛЕНИЯ И САМООРГАНИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Скворцова Н.П.
Учреждение Российской Академии наук Институт кристаллографии РАН,
г. Москва, Россия, e-mail: skvor@ns.crys.ras.ru

Различные проявления высокотемпературной неустойчивости и связанной с ней локализации пластической деформации в узких полосах интенсивного течения материала обнаружены и детально исследованы в кристаллах с различной структурой и разным типом связи: *чистых* LiF, NaCl, BaF_2, CaF_2, TeO_2 и *слоистых монокристаллах* LiF-LiF:Mg^{2+}. Следует отметить, что парателлурит (диоксид теллура) обладает максимальной анизотропией упругости среди всех известных на настоящее время материалов. Модуль Юнга в направлении [110] почти в 13 раз больше, чем в направлении [100] [1].

Экспериментально изучалось распределение пластической сдвиговой деформации в кристаллах после испытания их одноосным сжатием (растяжением) с постоянной скоростью деформации. Микроскопические исследования поверхности деформированных образцов выявили деформационное расслоение на локальные высокодеформированные области и формирование особой мелкозернистой дислокационной структуры внутри них. В ионных и ионно-ковалентных кристаллах локализация наблюдается при температурах $T \geq 0.5T_m$ (T_m – температура плавления). Величина локальной сдвиговой деформации ε_{loc} достигает ~ 10^3-10^4% в ионных и ~ 10^2% в ионно-ковалентных кристаллах при общей средней деформации образца $<\varepsilon>$ менее 10%. В ковалентных кристаллах парателлурита обнаружены проявления локализации при температуре T> 900 K ($0.9T_m$) [2]. Величина сдвиговой деформации $\varepsilon_{loc} \cong 10\%$ при $<\varepsilon> = 4\%$ Показано, что величина критических напряжений перехода к локализованному течению в TeO_2 превосходит значение σ_{crit} в LiF примерно на два порядка при температуре $T = 0.9T_m$. Таким образом, изменение кристаллической структуры и типа межатомной связи оказывает существенное влияние на возникновение в процессе высокотемпературной деформации критических ситуаций (ε_{crit}, σ_{crit}) в динамической диссипативной системе сильно взаимодействующих дислокаций, в эволюции которой проявляются эффекты пространственной и временной самоорганизации [3]. Фактически речь идет о *новой моде потери устойчивости* деформируемого кристалла с переводом его пластического течения в автокаталитический режим сильнокоррелированного движения больших групп дислокаций, движущихся самосогласованно в пространстве и времени, и образующих упорядоченную систему локальных сдвигов с характерным масштабом периодичности для данных условий деформации. В исследованных материалах указанная *неустойчивость имеет пороговый характер и реализуется при* $\sigma \geq \sigma_{crit}$. При превышении σ_{crit} происходят деформационное расслоение и образование диссипативных дислокационных структур. Обнаружено явление прерывистой текучести – скачки деформирующих напряжений, коррелирующие с образованием локальных сдвигов. Предложен сценарий зарождения и развития больших локализованных сдвигов при высокотемпературном деформировании монокристаллов.

[1]. Peter A., Fries E., Janszky J., Castaing J. // Revue Phys. Appl. 1986. V. 21. P. 289.
[2]. Скворцова Н.П., Ломонов В.А., Виноградов А.В. // Кристаллография. 2011. Т. 56. С. 72.
[3]. Малыгин Г.А. // УФН. 1999. Т. 169. С. 979.

ТУННЕЛЬНЫЙ МЕХАНИЗМ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ АКТОВ В КИНЕТИКЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КЕРАМИК ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Слуцкер А.И., Бетехтин В.И, Кадомцев А.Г.

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург
E.-mail:Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

Измерена долговечность – время ожидания пробоя при действии постоянного электрического поля, в образцах титано-бариевой керамики. Измерения проведены в интервале температур 200-500К.

В области повышенных температур: 400-500К долговечность экспоненциально зависит от температуры, что свидетельствует о термофлуктуационном (надбарьерный переход) механизме элементарных актов процесса подготовки керамики к пробою.

В области низких температур: 200-400К зависимость долговечности от температуры отсутствует (атермическое плато), что свидетельствует о ином (не термофлуктуационном) механизме.

Сделан вывод о том, что механизмом элементарных актов процесса подготовки керамики к пробою является туннельный (подбарьерный переход) транспорт электронов из ловушки в ловушку вдоль поля, ведущий к формированию критического объемного заряда.

Определена глубина ловушек электронов: ~ 1,2эВ, уменьшаемая приложенным электрическим полем.

По характеру зависимости глубины ловушек (высоты барьера выхода электрона из ловушки) сделано заключение о том, что ловушки электронов в керамиках не отвечают модели простого кулоновского центра.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН «Квантовая физика конденсированных сред» (проект 10.20).

ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННАЯ ТУННЕЛЬНАЯ КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ

Слуцкер А.И., Гиляров В.Л., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г.

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург
E.mail: Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

Исследована кинетика механического разрушения полимеров (полиэтилентерефталат, полипропилен) в широкой области температур 4,2 -400 К.

Производились измерения разрывного напряжения σ_p образцов при постоянной скорости нагружения (0,06 GPa/s) в зависимости от температуры. В области температуры 200-400 К разрывное напряжение линейно спадало с ростом температуры. В области 0-200 К наклон зависимости σ_p (T) снижался до нуля (участок «температурное плато»).

На основе сопоставления экспериментальных данных с результатами расчета туннельного распада нагружаемого квантового осциллятора (Морзе) при различных температурах сделано заключение о возможности проявления механизма туннелирования в элементарных актах кинетики разрушения полимеров.

При самых низких температурах (от 0 до ~ 50 К) происходят туннельные переходы практически только с уровня нулевой энергии.

В области температуры ~ 50-400 К туннельные переходы происходят с тепловых уровней, заселенность которых возрастает с ростом температуры – термостимулированное туннелирование.

Таким образом термостимулированная кинетика разрушения полимеров, как можно полагать, доминирует в широкой области температур ~ 50-400 К.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН «Квантовая физика конденсированных сред» (проект 10.20).

ЭЛЕМЕНТАРНЫЕ АКТЫ В КИНЕТИКЕ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е.

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия
Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

Кинетика разрушения металлов выражается в том, что при действии постоянного растягивающего напряжения разрыв образца происходит по истечении некоторого времени, носящего название “долговечность”. Т.о. к разрыву образца ведет процесс подготовки, состоящий из последовательности соответствующих элементарных актов.

В широкой области средних температур долговечность экспоненциально зависит от температуры и напряжения. Это означает термофлуктуационный механизм элементарных актов процесса. Оценка барьера перехода (энергии активации) , снижаемого приложенным напряжением , приводит к высоким значениям высоты барьера (в районе нескольких эВ) – близким энергиям самодиффузии или сублимации металлов.

Одновременные с измерениями долговечности измерения ползучести металлов показали практическое совпадение барьеров элементарных актов наиболее продолжительной стадии ползучести с барьерами актов в кинетике разрушения. Выступили представления о едином элементарном акте разрушения и ползучести.

Выяснилось, что при широкой вариации долговечности (путем вариации напряжения и температуры) разрыв образца наступает при достижении деформации ползучести около 0,1.

Таким образом, имеет место давно подчеркиваемая важнейшая роль пластического деформирования в приведении металла к разрывному состоянию.

Вопросы детализации участия пластичности в формировании очага разрушения (места потери сплошности) металла являются предметом современных исследований.

В данной работе проведены исследования роста заданной краевой трещины в нагруженном образце из фольги поликристаллического цинка.

На начальном этапе обнаружено сильное раздвижение (на 400 – 500 %) берегов трещины без заметного роста длины трещины. И только по достижении значительного расширения трещины началось ее прорастание.

Анализ наблюдаемой эволюции трещины привел к заключению о развитии подобия клиновидной “ шейки “ (уменьшения толщины фольги) в вершине исходной трещины путем пластического течения, приводящего к разрыву зоны у вершины трещины.

Таким образом, в данном случае элементарные акты пластического деформирования контролируют кинетику разрушения металла и тем самым – эти акты являются элементарными актами и процесса разрушения металла.

СТРУКТУРА И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ: АМОРФНЫЙ УГЛЕРОД + НАНОКРИСТАЛЛИТЫ ГРАФИТА И ГРАФЕНА В БИОУГЛЕРОДЕ БУКА

Б.И. Смирнов, Н.Ф. Картенко, Л.С. Парфеньева, Т.С. Орлова, И.А. Смирнов

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

E-mail: Smir.bi@mail.ioffe.ru

При 300 К проведены рентгеноструктурные исследования, а в интервале 5-300 К измерения удельного электросопротивления ρ, термоэдс S и теплопроводности æ высокопористых (с канальной пористостью до ~60 vol.%) образцов биоуглерода дерева бука, полученных путем пиролиза их в токе аргона при температурах карбонизации T_{carb} от 600 до 2400° С.

Согласно полученным рентгеноструктурным данным углеродные остовы исследованных образцов формируются из углеродных нанокомпозитов, состоящих из аморфного углерода, трехмерных «графитовых осколков» с размерами 10.2-29 Å, содержащих в зависимости от значений T_{carb} два и более графитовых слоев (гексагональных сеток), и двумерных монослоев графита – графена с размерами 24-60 Å. С ростом T_{carb} процент нанокристаллической фракции в композите возрастает по отношению к ее аморфной составляющей.

В докладе обсуждаются два вопроса: характер поведения исследованных физических параметров биоуглерода бука в зависимости от величины T_{carb} и роль отдельных фракций, составляющих нанокомпозит, в температурной зависимости его теплопроводности.

Из анализа поведения ρ и S в образцах, полученных при различных значениях T_{carb}, следует, что при T_{carb} = 1000° С в системе биоуглерода бука происходит фазовый переход изолятор-металл. При T < 1000° С в образцах наблюдается прыжковая проводимость носителей тока с экспоненциальным распределением плотности состояний вблизи уровня Ферми, а при T > 1000° С биоуглерод бука ведет себя как разупорядоченная металлическая система с зонным характером проводимости.

Для теплопроводности образца, полученного при T_{carb} = 1000° С, для которого отношение в нанокомпозите аморфной фракции к нанокристаллической составляет 35 к 65%, с помощью простой модели для æ смеси компонент и с учетом литературных данных æ аморфного углерода, проведено разделение вклада в теплопроводность нанокомпозита этого образца от аморфной и нанокристаллической ($æ_{ncr.}$) фракций. Получено, что в интервале температур 5-300 К $æ_{ncr.} \sim T^2$. Обсуждаются возможные механизмы теплопроводности, которые могут быть ответственными за такую температурную зависимость $æ_{ncr.}$.

Работа выполнена при поддержке программы Президиума РАН (П-03).

ФЕРРОМАГНЕТИЗМ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОКСИДЕ ЦИНКА: «МАГНИТНАЯ ПЕНА» ИЗ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Страумал Б.Б.[1-4], Мазилкин А.А.[1,3,4], Протасова С.Г.[1,3], Мятиев А.А.[2], Страумал П.Б.[2,5], Гёринг Э.[3], Баретцки Б.[5]

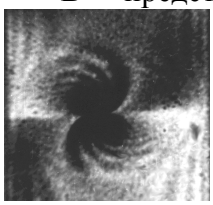
[1]Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черноголовка, Россия
straumal@issp.ac.ru, mazilkin@issp.ac.ru, sveta@issp.ac.ru
[2]НИТУ МИСиС, Ленинский просп. 4, 119049 Москва, Россия
pstraumal@misis.ru, straumal@misis.ru, amyatiev@misis.ru
[3]Max-Planck-Institut für Intelligente Systeme, Heisenbergstrasse 3, 70569 Stuttgart, Germany
straumal@mf.mpg.de, mazilkin@mf.mpg.de, goering@mf.mpg.de
[4]Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Nanotechnologie, Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany
brigitte.baretzky@kit.edu, andrey.mazilkin@kit.edu, boris.straumal@kit.edu
[5]Institut für Materialphysik, Universität Münster, Wilhelm-Klemm-Str. 10, D-48149 Münster, Germany
pstraumal@uni-muenster.de

Создание ферромагнитных прозрачных полупроводников с температурой Кюри выше 300 К является важнейшей задачей современного материаловедения. Наиболее многобещающим с этой точки зерения является оксид цинка. Используя недавно созданный метод жидкой керамики, авторы синтезировали плотные пленки ZnO с нанозеренной структурой, которые при комнатной температуре обладают ферромагнитными свойствами. Сопоставление опубликованных в литературе данных показало, что оксид цинка становится ферромагнитным только если удельная площадь границ зерен, приходящаяся на единицу объема, выше некоторго критического значения. Если границ зерен мало, то ферромагнетизм в ZnO не наблюдается. Это означает, что ферромагнетизм в ZnO вызван не свойствами объема кристаллитов, а своего рода «магнитной пеной», состоящей из границ зерен. Исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, показали, что кристаллические нанозерна ZnO с вюрцитной решеткой разделены аморфными прослойками, толщина которых растет с увеличением концентрации легирующих элементов. Морфология этих прослоек сильно отличалась от структуры аморфных пленок предсмачивания на границах зерен в системе $ZnO:Bi_2O_3$.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский фонд фундаментальных исследований (проекты 11-08-90439, 10-02-00086 и 09-08-90406), программу создания и развития НИТУ «МИСиС», а также Государственный фонд фундаментальных исследований Украины (проект Ф40.7040).

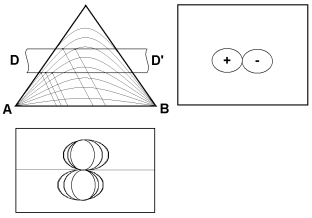
ИЗОБРАЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В МЕТОДАХ РЕНТГЕНОВСКОЙ ТОПОГРАФИИ

Э.В.Суворов, И.А.Смирнова
Институт Физики твердого тела РАН, Черноголовка
suvorov@issp.ac.ru



В представленной работе методами численного моделирования и экспериментальной секционной топографии исследованы закономерности дифракции рентгеновского излучения в тонком кристалле для случая, когда ось дислокации располагается параллельно вектору дифракции. Рассмотрен случай винтовых дислокаций с большой дифракционной мощностью, когда (**gb**)>10. На рисунке слева показано секционное изображение винтовой дислокации, ось которой параллельна вектору отражения (606). Излучение MoK_α, μt=0,58, (**gb**)=24.

Чтобы разобраться, как образуется такое сложное изображение необходимо вспомнить, как вообще формируется прямое (кинематическое) изображение. В работах [1,2] было показано, что одним из основных механизмов образования прямого изображения является рассеяние волнового поля на псевдо границе кристалла вблизи оси дислокации, где локальная область кристалла за счет сильных искажений выходит из отражающего положения. При больших дифракционных мощностях упругого поля (в рассматриваемом случае (**gb**)=24) размеры области кристаллической решетки, выходящей из отражающего положения, могут достигать десятков микрон. Учитывая, что волновое поле внутри третреугольника рассеяния имеет сложный характер, и максимумы интенсивности поля имеют вид гипербол, становится понятно, что чем больше размеры области, вышедшей из отражающего положения, тем больше будет отраженных в брегговском направлении лучей, участвующих в формировании прямого изображения. На втором рисунке схематически в трех проециях показано образование лучей межветвевого рассеяния формирующих прямое изображение. Понятно, что в этом случае прямое изображение является результатом интерференции множества вторичных волн, возникших на псевдо границе области DD', вышедшей из отражающего положения. Если размеры этой области малы, и она пересекает только одну гиперболу, т.е., например, (**gb**)~1, возникнет только один яркий луч, и тогда прямое изображение будет формироваться в виде точки (дифракционная фокусировка по В.Л.Инденбому).



Становится понятно, что эта тонкая структура изображения винтовых дислокаций будет наблюдаться в эксперименте только при больших значениях дифракционной мощности (**gb**), т.к. только в данном случае область кристалла, выходящая из отражающего положения, будет пересекать несколько интерференционных максимумов-гипербол.

Литература

1. *Суворов Э.В,* О природе прямого изображения дефектов в дифракционных методах рентгеновской топографии / Э.В.Суворов, И.А.Смирнова // ФТТ. 2010. Т. 52. вып. 12. С. 2325-2329.

2. *Э.В.Суворов,* Межветвевое рассеяние рентгеновского волнового поля в сильно искаженной области упругого поля дислокации / Э.В.Суворов, И.А.Смирнова // ФТТ. 2010. Т. 52, .вып. 2. С. 241-247.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ В ХОДЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Усеинов С.С*.
ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва;
*ТИСНУМ, Троицк

Изучена эволюция структуры при мегапластической деформации (МПД) в камере Бриджмена легко аморфизирующегося массивного металлического стекла $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ в широком интервале величин деформации при комнатной температуре. Сплав любезно предоставлен нам его разработчиком профессором В.В.Молокановым (ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН). Сплав, в виде ленты ленты, толщиной 70 мкм и шириной 8 мм, испытывали в камере Бриджмена при гидростатическом давлении 4 ГПа в условиях комнатной температуры по 3 образца на каждую точку. Полное число оборотов подвижной наковальни при деформации составляло n = ¼, ½, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9. В отдельных экспериментах гидростатическое сжатие проводили без кручения. Скорость вращения подвижной наковальни составила 1 оборот/мин. Исследование структурных и фазовых превращений проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). В работе использовался микроскоп JEM-200CX и FEI Tecnai G2 20F S TWIN при ускоряющим напряжении 160 кВ. Механические свойства фиксировали измерением микротвердости на автоматическом микротвердомере DM-8 при нагрузке 0,2 Н. Среднюю величину микротвердости вычисляли по результатам 20 измерений. Измерялась также нанотвердость на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3D». Величину электросопротивления определяли 4-х зондовым методом, на стенде для измерения электрофизических свойств. Показано, что после сжатия без сдвига значение микротвердости увеличивается на 1000Мпа, также ведет себя нанотвердость. Удельное электросопротивление при этом резко падает относительно значений в исходном аморфном состоянии. Все это свидетельствует о существенных изменениях в структуре, тем ни менее по данным РСА и ПЭМ структура сплава остается рентгеноаморфной. Далее, в ходе МПД при n = 1/2 оборота в камере Бриджмена в сплаве с помощью ПЭМ фиксируется выделение нанокристаллических фаз, при этом микротвердость возрастает на 2000 МПа по сравнению с исходным аморфным состоянием. Нанофазы расшифрованы. Дальнейшее увеличение деформации приводит к «растворению» нанофаз, сплав сохраняет аморфное состояние вплоть до деформации n = 9. Предполагается, на основании наших и литературных данных, что уже при сжатии без сдвига, в материале возникают условия образования нанокластеров кристаллической фазы. Как известно, деформация в камере Бриджмена структурно проявляется в виде формирования сильно локализованных полос сдвига, в которых отмечается высокий уровень напряжений, локальное повышение температуры, а также высокая концентрация свободного объема. По-видимому, нанокластеры, попавшие в зону действия полос сдвига, растут и превращаются в нанокристаллы вследствие увеличения динамической подвижности атомов из-за вышеперечисленных причин.

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (грант № 11-02-00607). Отдельные эксперименты проводились на базе Научно-образовательного и инновационного центра «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» (БелГУ) в соответствии с государственным грантом № 14.740.11.0986.

ВЛИЯНИЕ РЕБРА ПЕРВОГО РОДА НА ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦЫ НАКЛОНА $[11\bar{2}0]$ В ЦИНКЕ

[1]В.Г. Сурсаева, [1]Горнакова А.С., [2]Ф.О.Муктепавела
[1] Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Московской обл., Россия, 142432
[2]Латвийский университет, Рига, Латвия

Существует особый вид зернограничных линейных дефектов - зернограничные рёбра. Ранее теоретиками было показано, что две зернограничные поверхности могут пересекаться вдоль линии с разрывом производной её формы. Линия пересечения была названа ребром первого рода. Свойства такой линии зависят от свойств сопрягающихся вдоль такой линии сегментами поверхностей. Наши эксперименты по изучению движения границ зёрен подсказывают, что рёбра первого рода должны ощутимо влиять на движение границ и рост зёрен. Основная цель исследования – экспериментально показать, что в зависимости от того, какими зернограничными сегментами образовано ребро, зависит:

1. температурный интервал его существования;
2. кинетические свойства зернограничных систем с рёбрами и собственно зернограничных рёбер.

Плоские бикристаллы из 99.999% Zn в форме полупетли были приготовлены методом направленной кристаллизации. В качестве объектов исследования были выбраны границы наклона $[11\bar{2}0]$ с углом разориентации 79° (Σ= 15) обладающие высокой подвижностью. Наблюдалось и фиксировалось *in-situ* движение и форма зернограничной полупетли в ходе высокотемпературного отжига в температурном интервале 325-395°C с использованием поляризованного света в оптическом микроскопе.

Миграция границ в форме классической полупетли предполагает, что существуют плоские параллельные друг другу участки границ и вершина полупетли. Вершина полупетли может состоять из плоских (фасеток) и искривлённых сегментов, в зависимости от температуры изотермического отжига и кристаллогеометрии границы. Зернограничная фасетка – это плоский участок границы с фиксированной ориентацией и конечной площадью. Сопряжения между фасетками представляют собой области с изменяющейся ориентацией в пространстве. Мы наблюдали в процессе движения границы значительное многообразие форм зернограничных рёберных сегментов, составляющих ребро, от гладких до полностью фасетированных с множеством разных фасеток. Были определены области существования и кристаллография фасеток в зависимости от температуры отжига. Разные фасетки появляются, мигрируют и исчезают при различных температурах. Если с повышением температуры в соответствии с диаграммой Вульфа должно наблюдаться меньшее количество фасеток по сравнению с низкими температурами как предсказывает термодинамика, то с повышением температуры растёт и подвижность границы, что вызывает появление новых фасеток, как следствие кинетических факторов. Это установленный нами экспериментальный факт.

Мы изучали лишь стационарное движение зернограничной полупетли с ребром, когда форма ребра была неизменной и зависимость смещения от времени была линейной. Обнаружено, что степень влияния рёбер зависит от плоскости залегания плоских сегментов зернограничного ребра и от их длины по отношению к ширине зерна

Автор благодарит РФФИ за финансовую поддержку направления исследований в рамках программы ИННО (грант № 09 02 91339).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ

В.М. Счастливцев, Т.И.Табатчикова, И.Л.Яковлева, С.Ю. Клюева

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

В настоящее время осуществляется переход на производство труб из штрипса повышенного класса прочности Х90-Х100. Основным способом достижения высокого комплекса механических свойств является совершенствование технологии термической и термомеханической обработок. Штрипсовый прокат, предназначенный для строительства магистральных трубопроводов, эксплуатирующихся в сложных климатических условиях, должен иметь и высокую прочность, и хорошую хладостойкость. Одновременное повышение прочности и хладостойкости низкоуглеродистых низколегированных сталей может быть достигнуто за счет создания высокодисперсной фрагментированной структуры.

Методами металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура листового проката из трубной стали класса Х90, произведенного по различным технологическим схемам упрочнения – закалки с прокатного нагрева (ЗПН) с последующим высоким отпуском и двухстадийной термомеханической обработки с ускоренным охлаждением до заданной температуры (ТМО). Определены механические свойства листового проката. Показано, что сталь после закалки с прокатного нагрева с последующим высокотемпературным отпуском при 710ºС не обладает требуемым комплексом механических свойств, так как формирующаяся в листовом прокате структура не отличается высокой дисперсностью – состоит из крупных реек мартенсита или бейнита и не имеет субзеренного строения. Закалка с прокатного нагрева с дополнительным нагревом до 750ºС (в межкритический интервал температур) позволяет существенно повысить уровень ударной вязкости стали Х90, по сравнению с ЗПН без дополнительной обработки. При этой обработке ударная вязкость стали возросла вследствие перекристаллизации за счет цикла α→γ→α-превращений и сохранения некоторой доли остаточного аустенита в структуре, однако прочность оказалась ниже требуемого уровня.

Двухстадийная термомеханическая обработка стали Х90 с ускоренным охлаждением до заданной температуры способствует образованию высокодисперсной α-матрицы бейнита, в которой присутствуют мелкодисперсные частицы цементита, что достигается за счет пластической деформации аустенита и увеличения в нем плотности дислокаций, формирования разориентированных микрообластей (фрагментов), наследуемых конечной структурой бейнита при ускоренном охлаждении. Согласно закону Холла-Петча ($\sigma_т = \sigma_0 + kd^{-1/2}$), при размерах фрагментов до 0,5 мкм обеспечивается повышение предела текучести до 700-800 МПа. Увеличение доли фрагментированной структуры, измельчение фрагментов и выделения дисперсных частиц наноразмера способствует повышению прочности при одновременном обеспечении высоких значений ударной вязкости и пластичности низколегированных сталей, в том числе и при низких температурах. В результате такой обработки достигается высокий уровень механических свойств, полностью удовлетворяющий требованиям, предъявляемым к листовому прокату.

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА ЦЕНТРЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ В КРЕМНИИ

А. Н. Терещенко, Э. А. Штейнман, А.А. Мазилкин

Учреждение Российской Академии наук Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия, tan@issp.ac.ru

Из всех переходных металлов, медь в кремнии имеет самый высокий коэффициент диффузии и растворимость, что определяет высокую вероятность ее неумышленного введения в кремний в процессе изготовления приборов на его основе. Медь способна создавать эффективные центры рекомбинации носителей заряда и активно взаимодействовать с различными дефектами решетки, например, с дислокациями, оказывая сильное влияние на рекомбинационную активность последних [1, 2].

В свою очередь, рекомбинация неравновесных носителей на дислокациях приводит к возникновению полос D1-D4 дислокационной люминесценции (ДЛ) в интервале энергии 0.8-1эВ. Интерес исследователей к ДЛ связан с возможностью ее использования в кремниевых светоизлучающих диодах [3, 4]. В связи с этим становится актуальным вопрос о влиянии меди на центры, ответственные за ДЛ в кремнии.

В данной работе методами фотолюминесценции и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние различной концентрации меди (в диапазоне от 6×10^{13} до 5×10^{16} см$^{-3}$) на интенсивность линий дислокационной люминесценции в кремнии p- и n- типа. Используя различные термообработки образцов, показано, что существуют два основных механизма гашения ДЛ примесью меди. Первый из них связан с образованием преципитатов меди в объеме образца и, соответственно уменьшением времени безызлучательной рекомбинации неравновесных носителей. Это приводит к гашению как всей ДЛ, так и краевой экситонной люминесценции. Данный механизм существенен при относительно высоких концентрациях меди.

Второй механизм связан с взаимодействием индивидуальных атомов меди с глубокими дислокационными центрами D1/D2, в результате которого пассивируется рекомбинационная активность этих центров. Вклад этого механизма определяется концентрацией растворенных атомов меди и может иметь место даже при комнатной температуре. Особенностью данного механизма является значительная эффективность при малых концентрациях меди.

Полученные данные также означают, что в рамках решения задачи по увеличению интенсивности ДЛ необходимо учитывать не только общую концентрацию меди, но и ее состояние в кристалле.

Литература

[1] M. Kittler, C. Ulhaq-Bouillet, V. Higgs. J. Appl. Phys. **78**, 4573 (1995).
[2] O.F. Vyvenko, M. Kittler, W. Seifert. J. Appl. Phys. **96**, 6425 (2004).
[3] V.Kveder, M.Badylevich, E.Steinman, A.Izotov, M.Zeibt, W.SchrÖter. Appl.Phys.Lett. **84,** 2106 (2004).
[4] V. Kveder, M. Badylevich, W. Schroter, M. Seibt, E. Steinman, A. Izotov. Phys. Stat. Sol. (a) **202**, 901 (2005).

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕРМОСТАБИЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu С НАНОФАЗНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Троянов В.А.[1], Уксусников А.Н.[1], Сенаторова О.Г.[2], Пушин В.Г.[1]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

[2]ФГУП ГНЦ ВИАМ, Москва, Россия

pushin@imp.uran.ru

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии комплексно изучены особенности микроструктуры и фазового состава высокопрочных сплавов на основе системы Al-Zn-Mg-Cu, подвергнутых ступенчатому старению и комбинированным механотермическим обработкам. На основании данных просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в процессе предварительной горячей прокатки внутри зерен происходит образование фрагментированной микрокристаллической субструктуры полигонального типа, характеризуемой малоугловыми разориентациями. Детально методом дифракции обратно рассеянных электронов на сканирующем электроном микроскопе исследована микроструктура и текстура сплава.

Установлены структурные механизмы старения при последующей деформации в условиях ползучести под формообразующей нагрузкой и оптимальные температурно-временные параметры механотермических обработок, ответственные за повышенную термическую стабильность структуры, регламентированные уровни механических свойств и необходимую форму изделий заданной геометрии. Показано, что предложенные механотермические обработки обеспечивают сохранение практически идентичных микроструктурных состояний при варьировании температурно-временных и деформационных режимов в заданных технологических пределах (рис. 1).

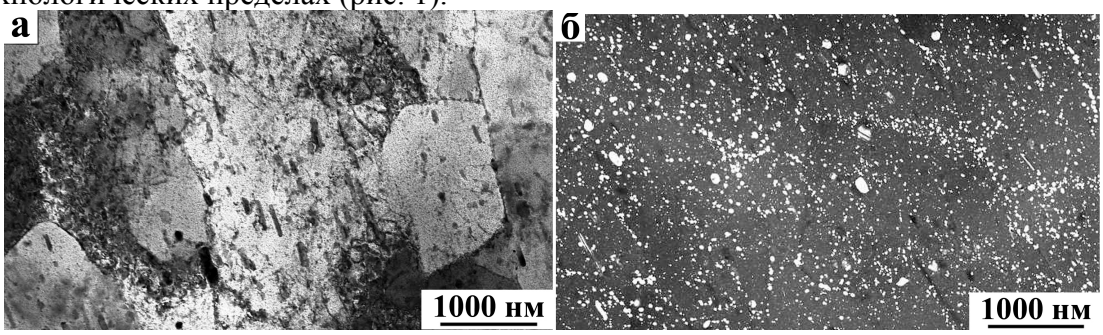


Рис. 1. Типичные электронномикроскопические изображения структуры сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu

Выяснены закономерности эволюции нанофазной и субмикрокристаллической структуры и механических свойств при ступенчатом старении сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu в условиях деформационного формообразования крупногабаритных элементов аэродинамических поверхностей сложной кривизны. Сплавы имеют пределы прочности и текучести на уровне 600 и 500 МПа, соответственно; относительное удлинение 10%; работу разрушения 100 кДж/м^2. Для сравнения были проведены аналогичные исследования ступенчатого старения без деформации на второй стадии старения

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ <001> И <111> МОНОКРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ

Тукеева М.С., Захарова Г.Г., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

tukeeva@sibmail.com

В работе методами оптической металлографии, электронной просвечивающей микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа проведены исследования механизмов пластической деформации <001> и <111> монокристаллов стали Гадфильда после холодной прокаткой. Прокатку проводили на плоских валках при температуре 20ºС до степеней обжатия 5-75%.

Электронно-микроскопически и металлографически показано, что после прокатки в монокристаллах с ранних степеней деформации (ε=5%) развивается механическое двойникование. С ростом деформации плотность двойников возрастает, увеличивается число действующих систем двойникования. После 40% обжатия наряду с двойниками обнаружены полосы локализованной деформации, которые отклонены на углы до десятков градусов от плоскостей {111} – плоскостей скольжения (двойникования) ГЦК кристаллов. Установлена ориентационная зависимость развития двойникования: в <001> монокристаллах наблюдается более мелкая однородная сетка двойников по сравнению со структурой в <111> кристаллах. В последних сначала образуются «грубые решетки» с большим шагом между группами двойников. Причем стенки таких «решеток» состоят из отдельных, тонких двойниковых ламелей, а внутри «решеток» наблюдаются тонкие двойники нескольких систем, плотность которых возрастает с увеличением степени обжатия. Расстояние между двойниковыми границами изменяется от 5 нм до 100 мкм. С ростом деформации двойники не растут в ширину, увеличение объемной доли двойникования происходит за счет зарождения новых тонких двойников деформации. При больших степенях прокатки (ε=50-60%) для монокристаллов обеих ориентаций характерно разрушение и искривление границ двойников. Электронно-микроскопически наряду с двойникованием наблюдается высокая плотность дислокаций скольжения, которые образуют ячеистую дислокационную структуру. Обнаружено, что двойники и полосы локализованной деформации являются внутренне сдвойникованными, то есть дополнительно упрочненными. Таким образом, основным фактором упрочнения стали Гадфильда после деформации холодной прокаткой выступает взаимодействие нескольких систем двойникования и дислокаций скольжения.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что холодная прокатка приводит к уменьшению размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и росту величин микродеформации решетки. Уже при небольших степенях обжатия (~20-30%) размеры ОКР указывают на формирование ультрамелкозернистого состояния с размерами неискаженных фрагментов структуры ~ 10-20 нм.

Измерение микротвердости показало, что интенсивное развитие механического двойникования в нескольких системах одновременно на ранних стадиях деформации приводит к высокому упрочнению монокристаллов стали Гадфильда. Так, уже при ε=30% микротвердость увеличивается по сравнению с исходным значением (H_μ=2,4 ГПа) в два раза и составляет 5,0 ГПа. На больших степенях деформации ε > 60% происходит менее быстрый прирост микротвердости (Hμ=6,2-7,1 ГПа), что соответствует стадии взаимодействия двойников друг с другом и с дислокационным скольжением, образованию полос локализованной деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8).

ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МОДЕЛИ И ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН В ВЕРШИНЕ ЗАТОРМОЖЕННОГО ДВОЙНИКА

Тялин Ю.И., Тялина В.А.
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия,
e-mail: tyalin@tsu.tmb.ru

При описании двойников возможно использование нескольких дислокационных моделей [1]. Самой простой из них является двойниковая граница, когда все дислокации лежат по одну сторону от плоскости движения головной дислокации. В этом случае уравнения равновесия заторможенного двойника имеют вид:

$$A \sum_{j=1, j\neq i}^{n} (x_i - x_j) \frac{(x_i - x_j)^2 - (y_i - y_j)^2}{[(x_i - x_j)^2 + (y_i - y_j)^2]^2} - \tau = 0, \quad i=2, 3, \ldots, n, \qquad (1)$$

где $A=Gb/2\pi(1-\nu)$, G - модуль сдвига, ν - коэффициент Пуассона, x_i и y_i – координаты дислокаций, n – число дислокаций в границе двойника, τ – внешнее напряжение, поджимающее двойникующие дислокации к запертой (в точке x=y=0). При этом смещение соседних дислокаций по оси y равно межплоскостному расстоянию h.

Если двойник содержит две границы, то уравнения (1) модифицируются следующим образом. При симметричном (относительно плоскости двойникования ZOX) расположении дислокаций в (1) следует добавить под знак суммы слагаемые для дислокаций второй границы. В случае несимметричного расположения дислокаций в двойниковых границах систему (1) необходимо дополнить аналогичными уравнениями равновесия для дислокаций второй границы. Число уравнений в этом случае будет равно числу подвижных дислокаций в обеих границах.

Из (1) следует, что структура двойниковой границы будет проявляться тогда, когда расстояния между дислокациями вдоль оси x будут сравнимы с h. Для этого величина внешнего напряжения τ должна быть достаточно велика. Сверху она ограничена значением $\tau_{кр}$, при котором возможно слияние головных дислокаций и образование микротрещины в вершине двойника. В ступенчатой границе для слияния головных дислокаций достаточно сблизить их до расстояния $d_{кр}=2{,}41h$ [1].

Расчеты показали, что координаты дислокаций в двойнике с асимметричным расположение дислокаций в границах хорошо совпадают с координатами дислокаций в границе с таким же числом подвижных дислокаций. Незначительные различия координат дислокаций (единицы процентов) имеют место для головной части двойника при внешних напряжениях τ, величины которых близки к значению критического напряжения $\tau_{кр}$. Аналогичный результат имеет место и для двойника с симметричным расположением дислокаций (в границе в этом случае нужно удвоить вектор Бюргерса дислокаций). Это обстоятельство позволяет в качестве основной и единственной модели двойника использовать модель одиночной двойниковой границы. Для нее может быть получена универсальная (не зависящая от числа дислокаций) зависимость расстояния между головными дислокациями от приведенного напряжения $n\tau b/A=n\tau/D$. А по ней и условию слияния дислокаций $d_{кр}=2{,}41h$ можно получить критерий зарождения микротрещины в вершине двойника в форме Стро $n\tau=\alpha D$, где α – постоянный коэффициент ($\alpha=0{,}155$ для одиночной границы и асимметричного двойника; $\alpha=0{,}23$ для двойника с симметричным расположением дислокаций).

Литература

1. Федоров В.А., Тялин Ю.И., Тялина В.А. Дислокационные механизмы разрушения двойникующихся материалов. М.. Машиностроение-1, 2004. - 336 с.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ С ЗАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ

Тялин Ю.И., Тялина В.А.
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия,
e-mail: tyalin@tsu.tmb.ru

Обычно при анализе процессов пластической деформации учитывается только упругое взаимодействие дислокаций. В кристаллах с заряженными дислокациями такой подход требует определенного уточнения. В частности, в полупроводниковых соединениях типа A^2B^6 и щелочно-галоидных кристаллах электрический заряд дислокаций может быть достаточно велик и достигать в пределе одного элементарного на параметр решетки. В этом случае электростатическое взаимодействие дислокаций сравнимо с упругим и может существенно влиять на их равновесные положения в скоплении. Помимо этого, скопления заряженных дислокаций будут создавать в кристалле не только упругие, но и электрические поля [1].

В настоящем сообщении приводятся выражения для напряженностей электрического поля заторможенного скопления и скопления в поле внешних напряжений, удерживаемого силами трения.

Поместим начало координат в центр скопления так, чтобы головная дислокация находилась в точке $x=l=L/2$, где L – длина скопления. Ее величина определяется соотношением $L=2nA/\tau$ ($A=Gb/2\pi(1-\nu)+\lambda^2/2\pi\varepsilon\varepsilon_0 b$, G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса, ν – коэффициент Пуассона, ε - диэлектрическая проницаемость, ε_0 – электрическая постоянная, τ – внешнее напряжение, n – число дислокаций).

Для заторможенного скопления компоненты напряженности электрического поля будут равны:

$$E_x(x,y)=\frac{\lambda\tau}{2\pi\varepsilon_0\varepsilon A}\left\{\sqrt{\frac{r_2}{r_1}}\cos\frac{\varphi_1-\varphi_2}{2}-1\right\},\quad E_y(x,y)=\frac{\lambda\tau}{2\pi\varepsilon_0\varepsilon A}\sqrt{\frac{r_2}{r_1}}\sin\frac{\varphi_1-\varphi_2}{2},$$

$$r_1^2=(x+l)^2+y^2,\quad r_2^2=(x+l)^2+y^2,\quad \varphi_1=\operatorname{arctg}\frac{y}{x-l},\ \varphi_2=\operatorname{arctg}\frac{y}{x+l}.$$

Для свободного скопления зададим внешнюю нагрузку упругим полем дислокации мощностью m, расположенной в начале координат. В этом случае:

$$E_x(x,y)=\frac{\lambda}{2\pi\varepsilon_0\varepsilon}\frac{m}{\sqrt{l_1l_2}}\left\{1-\frac{\sqrt{r_1r_2}}{r}\cos[(\varphi_1+\varphi_2-2\varphi)/2]-\frac{\sqrt{l_1l_2}}{r}\cos\varphi\right\},$$

$$E_y(x,y)=-\frac{\lambda}{2\pi\varepsilon_0\varepsilon}\frac{m}{\sqrt{l_1l_2}}\left\{-\frac{\sqrt{r_1r_2}}{r}\sin[(\varphi_1+\varphi_2-2\varphi)/2]-\frac{\sqrt{l_1l_2}}{r}\sin\varphi\right\},$$

$$r_1=\sqrt{(x-l_1)^2+y^2},\quad r_2=\sqrt{(x-l_2)^2+y^2},\quad r=\sqrt{x^2+y^2},$$

$$\varphi_1=\operatorname{arctg}\frac{y}{x-l_1},\quad \varphi_2=\operatorname{arctg}\frac{y}{x-l_2},\quad \varphi=\operatorname{arctg}\frac{y}{x},$$

$$l_1=A(n-\sqrt{(n+m)^2-m^2}+m)/\tau,\ l_2=A(n+\sqrt{(n+m)^2-m^2}+m)/\tau.$$

Литература

1. Тялин Ю.И., Финкель В.М. Скопления заряженных дислокаций и зарождение трещин в неметаллических кристаллах. Доклады АН СССР, 1984, т. 279, № 5, с. 1126-1130.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КРИСТАЛЛЫ GaAs

Федоров В.А., Кузнецов П.М., Чемеркина М.В., Скородумов П.А.

В экспериментах исследовались образцы *GaAs* толщиной $d = 0{,}95$ мм. Исследования термического воздействия на кристаллы осуществляли в электропечи *SNOL* 8,2/1100, при температуре1000 ºС, в течение 1-30 мин. Индентирование производилось на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 1 Н по плоскости {111}.

Микротвердость чистых образцов составляет ~ 6 ГПа. При температуре ≈ 700 °С происходит уменьшение микротвердости до 4 ГПа. При температуре 1000 °С микротвердость уменьшается до 2 ГПа.

Было замечено, что после теплового воздействия (в течение 1-30мин) происходят морфологические изменения поверхности монокристаллического *GaAs*. Во всех образцах после термического воздействия на поверхности образуются полоскопараллельные линии, длина и ширина которых увеличиваются в зависимости от времени выдержки в печи.

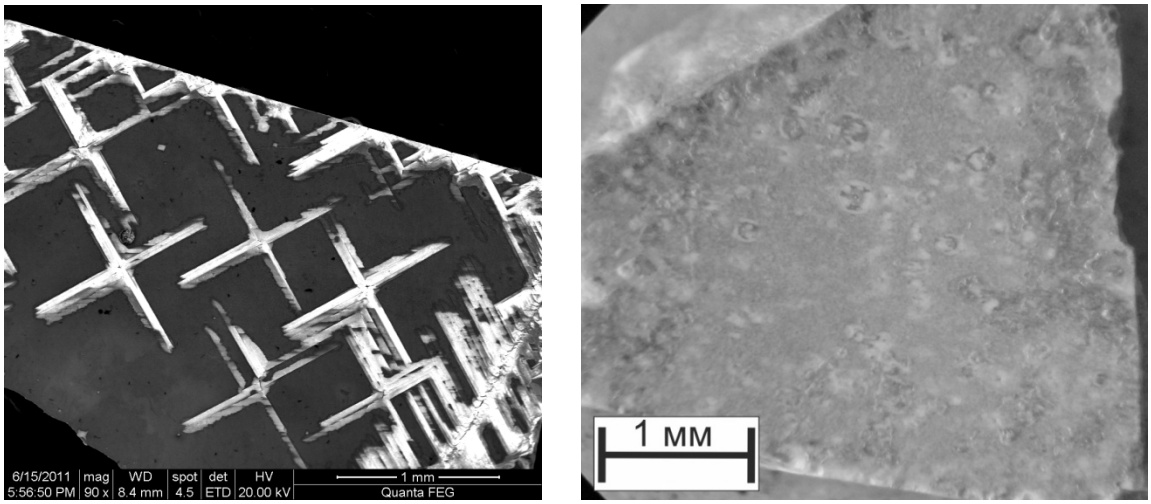


Рис. 1. а) время отжига 5 мин; б) время отжига 30 мин. Температура 1000 °С.

При времени выдержки 30 мин эти линии исчезают и поверхность имеет характерный белый цвет. Известно, что рекристаллизация многих материалов происходит при температуре $T_{кр} = 0{,}9 \cdot T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления. Для арсенида галлия $T_{пл} = 1238$ °С, следовательно температура рекристаллизации ≈ 1000 °С. Наблюдаемые линии на поверхности *GaAs* после термического воздействия являются, вероятно, двойниками рекристаллизации. В результате формирования таких полос происходит растрескивание поверхности с образованием “χ”- образной трещины. Ширина полос увеличивается при увеличении времени термического воздействия. Известно, что характерной особенностью двойников является наличие ступеньки с резким спадом и пологим подъемом. Таким образом, если исследовать профиль полос, то можно однозначно идентифицировать их проявление с двойниками рекристаллизации. С этой целью исследовался рельеф плоскопараллельных полос при помощи интерферометра Линника.

Показано, что в результате термического воздействия в течении 1-30 мин происходит образование двойников рекристаллизации. Установлено также, что изменение микротвердости около образовавшегося кратера связано с термическим воздействием.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ДЕФОРМАЦИЮ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СТЕКОЛ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Сидоров С.А.
Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, feodorov@tsu.tmb.ru

Электропластический эффект – это явление снижения механического напряжения путем воздействия импульсного электрического тока, хорошо изученное для металлов и сплавов. Этот эффект с успехом применяется при обработке традиционных материалов (стали, меди, алюминиевых сплавов и др.) и трудно-деформируемых металлов (вольфрама, молибдена). Что же касается изучения данного эффекта на аморфных металлических сплавах (АМС), то информация об этом практически отсутствует.

В качестве материалов для исследования были выбраны ленточные АМС на основе Co. Размеры образцов: ~3,5×0,02×40 мм. Эксперименты по растяжению проводились на разрывной машине Instron-5565, для которой были изготовлены специальные изолирующие захваты для подачи импульсов электрического тока различной плотности (от $1 \cdot 10^8$ до $5 \cdot 10^9$ А/м^2) и длительности ($\tau \sim 2{,}5$ мс и 5 мс). При этом непрерывно фиксировалась температура образца с помощью дистанционного измерителя температуры Testo-845.

Экспериментально установлено, что пропускание импульсов электрического тока вызывает резкое уменьшения сопротивления материала пластической деформации, наблюдаемое на диаграммах нагрузка-деформация, сопровождаемое нагревом образцов. Увеличение плотности тока способствует большему спаду механической нагрузки и возрастанию температуры.

Увеличение длительности импульса при одинаковой плотности электрического тока приводит к большему спаду механического напряжения. Наблюдаются линейные зависимости спада напряжения от температуры характерные для каждого сплава, практически не зависящие от длительностей подаваемых импульсов. Полученные спады механического напряжения на АМС можно объяснить тепловым расширением решетки за счет нагрева, т.к. классический электропластический эффект на металлах сопровождается незначительным нагревом образцов, и наблюдается в основном на стадии пластической деформации. В АМС деформирующихся упруго, стадии пластической деформации нет.

Обнаружено, что при больших значениях импульсов тока наблюдается частично восстановленный спад. Предполагаемой причиной эффекта могут быть процессы структурной релаксации. В подтверждение данной гипотезы были проведены исследования по деформации АМС в три стадии: на первой – нагружение при комнатной температуре до некоторой величины механического напряжения; на второй – нагрев образца в температурной камере разрывной машины под нагрузкой; на третьей – деформация в нагретом состоянии. Установлено, что при тех же значениях температур, что и в экспериментах с импульсным током, спад механического напряжения при нагреве в печи на ~30% ниже. По-видимому, часть энергии расходуется на тепловое расширение, а другая часть тратится на структурную релаксацию, происходящую в процессе длительного нагрева. С одной стороны за счет структурной релаксации модуль Юнга растет, а с другой стороны нагрев снижает модуль Юнга. В результате этих двух конкурирующих процессов, изменения модуля Юнга в экспериментах не наблюдается.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514_р_центр_а).

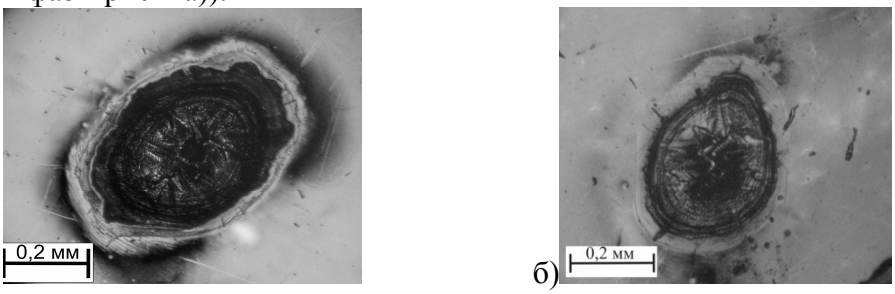
ВОЗДЕЙСТВИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА КРИСТАЛЛЫ GaAs

Федоров В.А., Чемеркина М.В., Кузнецов П.М., Скородумов П.А.
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, E-mail: feodorov@tsu.tmb.ru

Первая серия экспериментов проводилась на установке ЛТА-4-1 с активным элементом на основе иттрий алюминиевого граната легированного ниодимом (Nd:YAG), с длиной волны 1,064 мкм. Характерный размер лазерного пятна, падающего на поверхность, не превышал 0,32-0,6 мм. Энергия импульса лазерного излучения варьировалась в пределах от 0,12-2 Дж с длительностью 3 мс. Использовались кристаллы GaAs толщиной 0,95 мм.

Во второй серии экспериментов производилось комбинированное воздействие лазерного излучения и УФ на кристаллы GaAs. Облучение образцов проводили с помощью ртутно-кварцевой лампы ПРК-2 с длиной волны $\lambda = 250 \div 410$ нм, температура образцов оставалась постоянной, время варьировалось от 1 часа до 5 часов. Индентирование кристаллов проводили на ПМТ-3 при нагрузке 100 г.

При воздействии лазерного импульса на кристаллы GaAs наблюдалось оплавление поверхности. Зона воздействия лазерного излучения характеризуется интенсивной рекристаллизацией, с образованием дендритов (древовидный отросток кристаллической фазы рис 1 а)).



а) б)

Рис 1. Характерный вид кратера после воздействия лазерного излучения (E=0,35 Дж): а) необлученный УФ; б) предварительно облученный УФ.

В образцах, предварительно облученных УФ, наблюдается увеличение размеров дендритов, образующихся из расплава, в отличие от необлученных (рис. 1 б)). Важно заметить, что рост дендритов происходит из центра кратера к его периферии. На поперечном сколе образца в месте воздействия лазерного излучения виден канал пробоя, где происходит кристаллизация. Можно заметить, что рост кристаллов происходит от межфазной границы раздела жидкого материала с твердой матрицей, а на поверхности наблюдается противоположная картина. Это происходит из-за того, что температуропроводность твердой фазы больше, чем температуропроводность воздуха, поэтому процессу рекристаллизации предпочтительней происходить в ванне расплава от твердой стенки к центру, а на поверхности наоборот. Было установлено, что микротвердость в зоне воздействия уменьшается на 40-50%. Микротвердость образцов, предварительно облученных УФ, уменьшается в среднем на 10% в отличие от необлученных.

Таким образом, в процессе воздействия лазерного излучения на кристаллы GaAs происходит рекристаллизация зоны облучения, при этом, вероятно, происходит рост кристаллов с кристаллографической ориентацией отличной от ориентации матрицы образца.

Наибольшее изменение микротвердости наблюдается при малых временах облучения УФ (до 1 часа).

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСОВ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Pd И Zr

Федоров В.А., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю.

Государственный университет им. Г. Р. Державина, г. Тамбов, Россия;
feodorov@tsu.tmb.ru

Комплексное исследование закономерностей эволюции структуры и механических свойств, объемных металлических стекол (МС), подвергнутых термической обработке, является актуальным направлением прикладных и фундаментальных исследований. А, следовательно, оценка механических свойств МС в зонах воздействия импульсов когерентного излучения, является также практически значимой задачей, в связи с тем, что лазерное излучение является одним из способов термической обработки. В работе исследована морфология зон воздействия, формируемых в результате воздействия лазера, в зависимости от форм и количества импульсов. Исследования проводили на образцах объемных металлических стекол на основе Zr и Pd. Воздействие лазерного облучения на поверхность объемных МС осуществляли с помощью лазерной установки «ЛТА-4-1» (λ = 1064 нм), позволяющей получать импульсы различной формы: колокол, прямоугольник, равнобедренный треугольник, зуб с одинаковой энергией. Использовали энергию импульса 0,35. Одна сторона образцов была приготовлена как металлографический шлиф. В результате воздействия лазерного импульса на поверхности сплава на основе Zr происходит направленная кристаллизация, которая наиболее выражена при формах: колокол и прямоугольник. Кристаллизация распространяется по всей зоне влияния. При других формах процесс кристаллизации происходит в центре, по периферии образуются только навалы, обусловленные объемным эффектом кристаллизации. Границы зон воздействия излучения представляют собой навалы высотой ~ 2-3 мкм, что связано с оплавлением поверхности. На поверхности выделяется также зона термического влияния, частично заполненная кристаллами. Кристаллизация зоны термического влияния зависит от формы импульса. Край этой зоны превышает уровень исходной поверхности на несколько сотен нанометров. Образование рельефа связано с объемным эффектом при кристаллизации, что подтверждается дилатометрическими исследованиями. Форма зоны воздействия на поверхности палладиевого аморфного сплава практически не зависит от формы импульса. Зоны представляют собой вид «лунного кратера». Уровень зоны оплавления ниже уровня исходной поверхности на величину ~ 1 мкм. Проведены исследования по влиянию серии импульсов излучения на морфологические особенности зон воздействия. В образцах на основе циркония наблюдается увеличение степени кристаллизации, в образцах на основе палладия практически никаких видимых изменений размеров и внешнего вида зоны лазерного воздействия не происходит.

Таким образом, установлено, что количество и размеры кристаллов на поверхности циркониевого сплава зависят от формы и количества импульсов лазерного воздействия. Процесс кристаллизации наиболее выражен при колоколообразной и прямоугольной формах импульса. С ростом числа импульсов степень кристаллизации увеличивается. Рельеф, формируемый в результате лазерного воздействия на поверхности палладиевого сплава, от формы и числа лазерных импульсов не зависит.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ
(грант №09-01-97514 р_центр_а)

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В МЕДИ И СПЛАВАХ НА ЕЕ ОСНОВЕ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Хомская И. В.[*], Зельдович В. И.[*], Шорохов Е.В.[**], Фролова Н.Ю.[*], Хейфец А. Э.[*], Насонов П.А.[**]

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

***Российский Федеральный Ядерный Центр – ВНИИТФ, Снежинск, Россия*

Метод многократного статического равноканального углового прессования - РКУП [1,2] является одним из основных деформационных способов получения объемных наноструктурированных (НС) материалов. В РФЯЦ-ВНИИТФ был разработан высокоскоростной вариант РКУП - динамическое канально-угловое прессование - ДКУП [3]. При ДКУП на образец действует высокоскоростная деформация сдвига и ударно-волновая деформация сжатия [3-5]. В работе исследовали эволюцию структуры меди, латуни и хромоциркониевой бронзы при ДКУП. Изучали физико-механические свойства и термическую стабильность полученных структур. Образцы диаметром 16 и длиной 65 мм разгоняли при помощи пороховых зарядов до скоростей 230-250 м/с и направляли в матрицу, содержащую два канала. Скорость деформации материала составляла $10^5 с^{-1}$. Прессование проводили в 1-4 цикла, длительность одного цикла - 500 мкс, давление в образце не превышало 2 ГПа.

Показано, что измельчение субзерен-зерен меди от 100 мкм до 100 нм достигается после двух-четырех циклов ДКУП [5]. В латуни и бронзе подобное измельчение субзерен-зерен происходит после одного цикла. Установлено, что высокоскоростная деформация с использованием метода ДКУП повышает твердость меди в 2 раза, прочность возрастает в 1,5 раза при сохранении высокой пластичности [6]. На примере латуни показано, что при ДКУП относительный сдвиг вдоль поперечного сечения образца составляет 1,8–2,0, что приводит к существенному увеличению прочности без потери пластичности даже при однократном ДКУП. Обнаружено, что фрагментация структуры до нескольких десятков нанометров при ДКУП происходит на фоне активно протекающих высокоскоростных циклических процессов деформационного упрочнения и непрерывной динамической микрорекристаллизации.

Установлено, что удельное электросопротивление (ρ/ρ_0) НС-меди, измеренное при температуре жидкого гелия (4,2 К), существенно (в 5 раз) превышает ρ/ρ_0 меди в отожженном крупнозернистом состоянии. Этот эффект обусловлен рассеянием электронов проводимости на границах зерен-субзерен размерами менее 300 нм. Показано, что по изменению ρ/ρ_0 при 4,2 К после отжигов можно судить о степени протекания релаксационных процессов в НС меди и сплавах на ее основе. Определено, что НС медь и бронза, полученные методом ДКУП, термически стабильны при нагреве до температур 150 и 550°С, соответственно.

Работа выполнена по плану РАН (№ г.р.01201064335) и частичной поддержке гранта РФФИ (11-03-00047), проектов УрО РАН (09-М-12-2002) и УрО РАН_офи (11-2-11-ЯЦ).

1. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994. 232с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига» , 2007, 398 с.
3. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Патент № 2283717 РФ. Способ динамической обработки материалов. // Бюллетень изобретений. 2006. №26. С. 64
4. Зельдович В.И, Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю и др. // ФММ. 2008. Т.105. №4. С. 431-437.
5. Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В.и др. // ФММ. 2008. Т.105. №6. С. 621-629
6. Хомская И.В., Шорохов Е.В., Зельдович В.И. и др. // ФММ. 2011. Т.111. №6. С. 639-650.

ЭФФЕКТЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И МАССОПЕРЕНОСА В СХОДЯЩИХСЯ УДАРНЫХ ВОЛНАХ

Хомская И. В.[*], **Хейфец А. Э.***, **Зельдович В. И.**[*], **Литвинов Б. В.**[**]

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

***Российский Федеральный Ядерный Центр – ВНИИТФ, Снежинск, Россия*

Нагружение шаровых образцов сферическими ударными волнами приводит к эффекту кумуляции энергии [1]. Основная часть энергии ударной волны оказывается сосредоточенной в центре нагружаемого образца, а разгрузка сопровождается всесторонним растяжением материала - то есть процесс протекает так, как если бы в центре образца в момент фокусировки произошел взрыв. В результате образец испытывает значительную деформацию всестороннего растяжения, которую невозможно экспериментально получить другим способом. Схемы нагружения с использованием небольшого числа точек инициирования заряда взрывчатого вещества (ВВ) позволяют изучать эффекты взаимодействия ударных волн и связанную с ними локализацию пластической деформации и явления массопереноса в нагружаемых образцах по остаточным изменениям микроструктуры [2,3]. Микроструктура сохраненных образцов изменяется под действием нескольких факторов: высокого давления, наклепа, вносимого высокоскоростной деформацией (равномерной и локализованной), растягивающих напряжений при разгрузке и повышения температуры.

Шаровые образцы из стали, латуни, дюралюминия диаметром 60 и 80 мм подвергали воздействию взрыва заряда ВВ. Взрыв инициировали в 4, 6 и 12 точках. Давление на поверхности шаров по расчету составляло 35-50 ГПа, в центре 100-150 ГПа. Установлено, что наблюдается корреляция разрушения, макро- и микроструктурных изменений с геометрическими условиями ударно-волнового воздействия. Трещины образуются в местах столкновения ударных волн в соответствии с геометрией нагружения и исходной структурой образцов. Показано, что в сплошном латунном шаре, нагруженном из 12 точек, трещины зарождаются на расстоянии ~1/2 радиуса шара, где величина растягивающих напряжений по оценке составляет ~1,3 ГПа, то есть, близка к откольной прочности латуни - 1,75 ГПа [4] - и в пять раз превышает статический предел прочности латуни. Установлено, что возможность кумуляции при одинаковых схемах нагружения зависит от материала образцов. Концентрация растягивающих напряжений в центре шаров происходит в соответствие со схемой опыта. Начальные условия ударно-волнового воздействия “не забываются” на стадии формирования центральной полости.

При ударно-волновом нагружении (УВН) составного шарового образца обнаружили проникновение латуни и стали на расстояние ~3,2 мм в узкие каналы стыка половин сферических слоев и в сплошной материал на глубину ~0,3 мм. Массоперенос происходил от поверхности к центру образца и в обратном направлении. Определено, что эффективный коэффициент массопереноса в сплошной материал составляет ~10^{2} $см^2/с$, в каналы - 10^{4} $см^2/с$, то есть происходит механическое перемешивание, обусловленное неоднородным (турбулентным) течением материала. Установлено, что эффекты массопереноса при УВН имеют гидродинамическое происхождение.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура» № г.р. 01201064335) и при частичной поддержке проекта Президиума РАН (№ 09-П-2-1017) и гранта РФФИ (№11-03-00047).

1 Забабахин Е.И., Забабахин И.Е. Явления неограниченной кумуляции. М: Наука, 1988.197с.

2. Зельдович В.И., Хомская И.В., Литвинов Б.В. и др. // ФММ. 1994.Т.78. № 3. С.77-86.

3. Kheifets A.E., Zel’dovich V.I., Litvinov B.V. et. al //Phys. Met. and Metallog. 2000. V.90.P. 108-132.

4. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: «Янус-К», 1996. 408 с.

ДИФФУЗИОННАЯ ПРОНИЦАЕМОСТЬ ПОКРЫТИЙ С ВНУТРЕННИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ

Челяпина О.И.
Региональный образовательный научный центр Московского государственного открытого университета, Подольск, Россия, chelyapina@pochta.ru

Цилиндрические оболочки используют для удержания продуктов деления в тепловыделяющих элементах ядерных реакторов (ТВЭЛ). Диффузионная миграция продуктов деления и примесей внедрения при выгорании ядерного топлива зависит от первого инварианта тензора внутренних напряжений. Энергия связи соответствующих точечных дефектов с внутренними напряжениями определяется соотношением

$$V = -\frac{\sigma_{II}}{3}\delta\upsilon, \tag{1}$$

где σ_{II} - первый инвариант тензора внутренних напряжений, $\delta\upsilon$ - изменение объема материала при размещении точечного дефекта. Для стационарного температурного поля в цилиндрической оболочке величина σ_{II} имеет вид

$$\sigma_{II} = \frac{2\alpha(T_1 - T_2)\mu(1+\nu)}{(1-\nu)\ln(R/r_0)}(1 - 2\ln(R/r)), \tag{2}$$

где α – коэффициент линейного расширения, μ – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, r_0 и R – внутренний и внешний радиусы цилиндрической оболочки, $(T_1 - T_2)$ – температурный перепад между внутренней и внешней поверхностями оболочки. Для оболочек ТВЭЛ обычно $T_1 > T_2$. Поэтому внутренняя поверхность оболочки находится в состоянии сжатия, а внешняя – в состоянии растяжения. Формирование остаточных напряжений в цилиндрической оболочке осуществляют так. Берега разреза оболочки раздвигают на угол ω и помещают туда недостающий материал. При этом область в окрестности внешней поверхности оболочки находится в состоянии сжатия, а в окрестности внутренней – в состоянии растяжения. В этом случае остаточные напряжения уменьшают температурные. Другой предельный случай остаточных напряжений отличается по знаку от предыдущего. Эти напряжения усиливают температурные. Первый инвариант тензора остаточных напряжений определяется соотношением

$$\sigma_{II} = \frac{\mu\omega(1+\nu)}{2\pi(1-\nu)}(1 - 2\ln(R/r)), \tag{3}$$

где ω – угол поворота берегов разреза оболочки. Величина $\omega/2\pi$ представляет собой относительную деформацию при образовании остаточных напряжений в цилиндрической оболочке. Концентрация точечных дефектов находится из решения задачи

$$\frac{1}{D}\frac{\partial C}{\partial T} = \frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{1-\alpha_1-\alpha_2}{r}\frac{\partial C}{\partial r}, C(r,0) = 0, C(r_0,t) = C_p, C(R,t) = 0 \tag{4}$$

где D – коэффициент диффузии точечных дефектов.
Безразмерные параметры задачи для температурных (α_1) и остаточных (α_2) напряжений имеют вид

$$\alpha_1 = \frac{4\alpha(T_1 - T_2)\mu(1+\nu)\delta\upsilon}{3kT(1-\nu)\ln(R/r_0)}, \alpha_2 = \frac{\omega\mu(1+\nu)\delta\upsilon}{3kT\pi(1-\nu)} \tag{5}$$

где k - постоянная Больцмана, T – абсолютная температура.

Таким образом, показана принципиальная возможность управления напряженным состоянием цилиндрической оболочки путем комбинации температурных и остаточных напряжений.

ФИЗИКА НЕРАВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ. ОБЗОРНЫЙ ДОКЛАД

Чувильдеев В.Н.[1], **Копылов В.И.**[2]

[1] *Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского» г. Нижний Новгород, Россия, chuvildeev@nifti.unn.ru*

[2] *Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, г. Минск, Беларусь, kopylov.ecap@gmail.com*

В работе описаны основные подходы к анализу особенностей эволюции структуры и физико-механических свойств нано- и микрокристаллических (НМК) материалов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что специфика НМК-РКУП материалов, с точки зрения теории дефектов, состоит в том, что основные процессы контролирующие их поведение и свойства разворачиваются не в кристаллической решетке (зернах), как это происходит в обычных материалах, а на границах зерен. И основным типом дефектов в НМК материалах, определяющим характер протекания этих процессов являются не дислокации и вакансии (как в обычных материалах), а внутренние границы раздела. При этом ключевые особенности протекания зернограничных процессов обусловлены взаимодействием границ зерен с попадающими в них из решетки дислокациями и точечными дефектами.

Для описания особенностей структуры и свойств НМК-РКУП материалов предложена теория неравновесных границ зерен в металлах и сплавах. Представлена система основных уравнений теории неравновесных границ зерен, описывающая особенности эволюции дефектной структуры НМК-РКУП материалов в условиях возврата, рекристаллизации и активной внутризеренной деформации.

Показано, что структура границ зерен может быть описана с помощью «островковой модели». При этом основным параметром, характеризующим структурное состояние границ зерен, является свободный объем. Показано, что аномалии в диффузионных параметрах и термодинамических характеристиках неравновесных границ являются следствием увеличения их свободного объема за счет свободного объема, вносимого попавшими в границы дислокациями. Получены выражения, описывающие изменение энергии границ и их диффузионных параметров при их взаимодействии с отдельными дислокациями и с потоками решеточных дислокаций. Определена зависимость коэффициента зернограничной диффузии от скорости деформации и параметров структуры материала.

На основе теории неравновесных границ зерен рассмотрены процессы, контролируемые диффузией в неравновесных границах зерен. Описаны особенности зернограничной диффузии, зернограничного проскальзывания, процессов возврата и рекристаллизации, сверхпластичности, особенности эволюции механических свойств в материалах с неравновесными границами зерен – НМК-РКУП металлах и сплавах. Особое внимание уделено описанию и анализу эффектов, характерных лишь для НМК материалов, получаемых с использованием методов интенсивного пластического деформирования – эффекту одновременного повышения прочности и пластичности при комнатной температуре, эффекту наличия оптимального размера зерна для высокоскоростной сверхпластичности и др.

Авторы выражают признательность НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг.

Thermodynamics and Kinetics of Grain Boundary and Interfacial Junctions and Stability of Nanocrystalline Systems

L.S. Shvindlerman [a,b], G.Gottstein [b]

[a]Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Moscow Distr., Russia

[b]Institut für Metallkunde und Metallphysik, RWTH Aachen University, Aachen, Germany

The results of the latest experimental, theoretical and computer simulation studies of thermodynamics and kinetics of grain boundary and interfacial junctions (triple junctions and quadruple points) and grain boundary ridges are presented. The measurements of grain boundary and interfacial triple junctions line tension are discussed at great length. The second part of the presentation is dedicated to the consequences of the mentioned measurements. In particularly, the effect of grain boundary triple junctions on the driving force of grain growth in nanocrystalline systems is considered, where is shown that a correct examination of grain growth in nanocrystalline materials at least up to a certain mean grain size *a* cannot be performed if the driving force of triple junctions is not taken into account. The grain size *a* is determined in its turn by the grain boundary and triple line tension.

In spite of the fact that in the past 60 years all considerations of grain boundary motion and grain growth in solids with both immobile and mobile particles were based on so-called Zener consideration, it is shown that the "interfacial triple line concept" changes dramatically our understanding of this phenomenon. The effect of the interfacial triple line tension on the shape of inclusions and especially on the Gibbs-Thompson relation sets us thinking about the vacancy distribution in the vicinity of a void in polycrystals and of the stability of small voids in nanocrystalline materials. Another phenomenon where triple junctions play an important role is sintering. The derived set of equations show that for high triple line energies an adhesive contact between two spherical particles does not form at all, since the expended energy of the newly created triple line cannot be compensated for by the energy gain from the elimination of two free surfaces in the point of contact.

The effect of a finite triple and quadruple junction mobility on grain growth and the grain microstructure evolution in 2D and 3D systems has been studied. The results show that a finite junction mobility slows down the grain boundary motion and the grain growth drastically and, what is more important, changes essentially our understanding of the processes of grain growth and microstructure evolution in the polycrystals, particularly in ultra fine grained and nanocrystalline materials.

СПЕКТРЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ И DLTS В ГЕРМАНИИ, ЛЕГИРОВАННОМ ПРИМЕСЬЮ МЕДИ

С. А. Шевченко, А. И. Колюбакин, А.Н. Терещенко

Учреждение Российской Академии наук Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия, shevchen@issp.ac.ru

Использование кристаллов германия в современных технологиях микроэлектронных приборов [1] стимулирует глубокое изучение электронных свойств различных дефектов и взаимодействия точечных дефектов с дислокациями в германии.

В данной работе исследованы особенности спектров дислокационной фотолюминесценции (ДФЛ) и DLTS в пластически деформированных монокристаллах германия n-типа, легированных примесью меди при 700С.

Показано, что закалка насыщенных медью образцов от 700С до комнатной температуры и повышение температуры T^* последующего прогрева закаленных образцов существенно влияют на интегральную интенсивность ДФЛ и соотношение между амплитудами линии d8 (излучение чистых прямолинейных отрезков 60° дислокаций) и максимума L (излучение отрезков, загрязненных примесью [2,3]). Эти результаты свидетельствуют, вероятно, о влиянии взаимодействия примеси меди с дислокациями на спектральное распределение ДФЛ, обусловленной рекомбинацией через дислокационные состояния.

Методом DLTS определены: энергия активации времени тепловой эмиссии электронов с глубокого уровня, образующегося после диффузии меди в пластически деформированный германий n-типа, энергия активации времени захвата электронов на этот уровень, сечение захвата электронов и энергия этого уровня. Полученные значения оказались весьма близкими к ранее определенным другими исследователями рекомбинационным параметрам атомов замещающей меди Cu^{3-} в недеформированном германии.

Литература

[1] “Ge-based Technologies: From Materials to Devices”. Eds: C. Clayes and E. Simoen, Elsevier (2007).

[2] S. Shevchenko, A. Tereshchenko. Physica B: Condensed Matter **404,** 4540 (2009).

[3] S. Shevchenko, A. Tereshchenko. Sol.St. Phenom. **156 - 158,** 289 (2010).

ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ХАОС И САМООРГАНИЗАЦИЯ НА СТАДИИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА АМг6

Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия
e-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

С использованием методов нелинейной динамики исследовались процессы самоорганизации пространственно-временных структур макролокализованной деформации на стадии предразрушения рекристаллизованного сплава АМг6. С помощью высокоскоростной видеосъемки поверхности деформируемого с постоянной скоростью нагружения $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ сплава АМг6 установлено, что в ходе развития скачка деформации кинетика смены угла полосы демонстрирует поведение бистабильной системы и характеризуется двумя квазистационарными состояниями: с углами полосы около + 30° и –30° относительно нормального сечения. Распространяющаяся полоса создает в материале дальнодействующие напряжения изгиба, которые релаксируют за счет спонтанного формирования сопряженной полосы деформации. В результате при одноосном растяжении плоского образца формируется сложное напряженное состояние задолго до формирования шейки перед разрывом. Оно обусловлено суперпозицией монотонно растущего приложенного напряжения растяжения $\sigma(t) = \dot{\sigma}_0 t$ и циклического напряжения изгиба, связанного с повторяющимся спонтанным образованием и распространением взаимно сопряженных полос деформации, которое вызывает поперечные колебания образца.

Установлено, что на последнем скачке деформации амплитудой ~ 10 % сплава АМг6 с рекристаллизованной структурой события смены угла полосы автолокализуются вблизи центрального сечения образца, через которое пройдет магистральная трещин и образуют временной ряд, подчиняющийся степенной зависимости количества событий $N \sim \tau^{-m}$, (где $m \approx 0.7\text{-}1.1$) за время τ до момента разрушения, аналогичной закону Омори для мелких землетрясений – предвестников землетрясений большой магнитуды.

Скачкообразная составляющая деформации, связанная с динамикой деформационных полос, с ростом деформации проявляет тенденцию к детерминированному хаосу: «бифуркационное дерево», описывающее каскадное размножение полос Савара-Массона с коэффициентом размножения около двух, уширение спектра мощности нестационарной составляющей деформации, иррациональные отношения частот пиков в спектрах мощности, двухямный фазовый портрет последних скачков и т.д. С позиции нелинейной динамики вязкое разрушение сплава АМг6 с рекристаллизованной зеренной структурой следует рассматривать как глобальную самоорганизацию в нелинейной неравновесной (диссипативной) системе, находящейся в состоянии детерминированного хаоса.

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009-2013 годы.

Литература:

1. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А. // ФТТ. 2011. Т. 53. № 10. С. 1879-1884.

ДИНАМИКА ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМг6

Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
e-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

В работе экспериментально исследована нелинейная динамики распространяющихся полос деформации и их роль в образовании шейки и макроразрушении рекристаллизованного и искусственно состаренного сплавов АМг6, демонстрирующих прерывистую деформацию Савара-Массона. С помощью высокоскоростной видеосъемки поверхности деформируемого с постоянной скоростью нагружения $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ сплава АМг6 установлено, что в ходе развития последнего скачка деформации происходит эволюционный переход от одного типа пластической неустойчивости, связанного с распространением расширяющихся деформационных полос к другому, а именно, к глобальной потери устойчивости материала – образованию шейки перед разрывом. Топологически это выражается в смене поступательного движения границ полос макролокализованной деформации на осциллирующее, с повторяющейся сменой угла полосы относительно оси растяжения при неподвижном «центре тяжести» полосы на стадии образования шейки.

Установлено, что в искусственно состаренном сплаве АМг6 позиция магистральной трещины совпадает с первичной полосой локализованного сдвига – триггера развития последнего скачка деформации. Предполагается, что полоса-триггер, распространяющаяся со скоростью ~ 1 м/с при взаимодействии с частицами вторичной $\beta(Al_3Mg_2)$-фазы создает в плоскости распространения систему микротрещин, по которым пройдет магистральная трещина. Роль полос деформации состоит в том, что при пересечении границы распространяющейся полосы с этой системой микротрещин происходит их рост и последующее слияние в магистральную трещину.

В сплаве АМг6 со структурой собирательной рекристаллизации позиция магистральной трещины не совпадает с позицией первичной полосы, а проходит через сечение, наиболее интенсивно «обработанного» полосами деформации. С помощью видеосъемки со скоростью 5000 кадр/с установлено, что трещина зарождается в центральной области шейки, где происходит наиболее интенсивная пластическая деформация, и выходит на поверхность образца со скоростью, соизмеримой со скоростью вершины полосы деформации Савара-Массона. Предполагается, что средняя скорость вязкой трещины ограничена скоростью вершины деформационной полосы ~ 10 м/с которая является, видимо, предельной скоростью пластической волны в данном материале.

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009-2013 годы.

Литература:

1. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов А.А. // ФТТ. 2011. Т. 53. № 10. С. 1873-1878.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Ширнина Д.П. [1,2], Абросимова Г.Е.[2]
[1]*Московский государственный университет им. Ломоносова, Москва, Россия,*
[2]*Институт физики твердого тела РАН. Черноголовка, Россия,*
e-mail: shirninadarja@rambler.ru

Обычный метод получения нанокристаллической структуры в аморфном сплаве на основе Al – изотермический отжиг при температуре, близкой к температуре кристаллизации. Применение различных типов деформации является еще одним способом влияния на структуру. В последние годы метод интенсивной пластической деформации находит активное применение для создания нанокристаллической структуры, поэтому исследование эволюции структуры под действием деформации становится актуальным. При интенсивной пластической деформации происходят как фазовые превращения, так и изменение структуры аморфной матрицы. Для сплавов на основе Al перспективным методом представляется прокатка, которая может рассматриваться как один из способов интенсивной пластической деформации, т.к. эти сплавы довольно мягкие и пластичные.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния деформации на эволюцию структуры аморфных сплавов $Al_{88}Ni_2Y_{10}$ и $Al_{87}Ni_{10}Y_3$. Аморфные сплавы были получены методом скоростной закалки расплава в виде ленты. Деформация осуществлялась путем многократной прокатки при комнатной температуре. Структура исходных и деформированных образцов изучалась методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии.

После закалки образцы были аморфными. При обычном нагреве со скоростью 20 К/мин кристаллизация сплавов $Al_{87}Ni_{10}Y_3$ и $Al_{88}Ni_2Y_{10}$ начинается при температуре выше 160ºС. При этом образуются кристаллы алюминия размером около 10 нм.

Изучена структура образцов после пластической деформации (прокатка, 10 проходов). Обнаружено, что в сплаве $Al_{88}Ni_2Y_{10}$ после прокатки даже при комнатной температуре появляются кристаллы алюминия. Сплав $Al_{87}Ni_{10}Y_3$ после такой прокатки остается аморфным. Деформация этого сплава ведет к расслоению аморфной фазы и образованию в ней областей, обогащенных и обедненных иттрием. При большей деформации, соответствующей 20 проходам, в структуре сплава $Al_{88}Ni_2Y_{10}$ никаких изменений не происходит, а в сплаве $Al_{87}Ni_{10}Y_3$ выделяются нанокристаллы алюминия. Также в обоих сплавах появляются полосы деформации с кристаллами и без.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 10-02-00195).

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Янилкин А. В.
Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия,
aleyanilkin@gmail.com

Работа посвящена исследованию методами молекулярной динамики (МД) механизмов и кинетики пластического деформирования металлов и их сплавов в условиях высокоскоростного нагружения. Для описания межатомного взаимодействия используются потенциалы, построенные на основе метода погруженного атома. На основе МД расчетов определены скорости зарождения дислокаций и их подвижности с точечными дефектами, наноразмерными включениями меди и полостями.

Рассмотрено движение дислокаций в динамическом режиме, когда сдвиговые напряжения велики и позволяют дислокациям свободно преодолевать барьеры Пайерлса. В таком случае скорость движения дислокаций ограничивается взаимодействием дислокации с колебаниями кристаллической решетки (фононным трением). Рассчитана скорость движения дислокации в монокристалле Al, Cu, Mo в зависимости от приложенного напряжения и температуры. Из полученных данных определена зависимость коэффициента фононного трения дислокаций от температуры.

Изучены механизмы влияния точечных дефектов решетки (вакансий и примесных атомов) на подвижность дислокаций. В Mo равномерно распределенные вакансии приводят к возрастанию фононного трения, связанного с увеличением осцилляций дислокационной линии. В Cu коэффициент трения практически не меняется, а пропорционально концентрации вакансий увеличиваются сдвиговые напряжения, необходимые для динамического движения дислокаций.

Оценены предельные напряжения, необходимые дислокации для преодоления препятствий нанометрового размера: кластеров меди и полостей. С ростом температуры наблюдается снижение предельного напряжения, время же, необходимое для преодоления кластера, наоборот, возрастает. Во всем исследованном диапазоне расстояний и размеров кластеров наблюдается один механизм их преодоления: сильный изгиб дислокационной линии и, после значительной задержки, формирование локальной плоскости сдвига, проходящей через кластер.

На основе полученных данных и модели Орована проведены оценки динамического предела текучести для монокристаллического Al и Al с включениями Cu (4%) постоянного размера 1.5 нм. Оценки согласуются с измерениями динамических пределов текучести в ударно-волновых экспериментах.

Расчёты проведены на вычислительных кластерах МФТИ и МСЦ РАН. Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Президента РФ МК-3174.2011.8, по грантам РФФИ 09-08-01116-а, программам фундаментальных исследований РАН №2 (коор. ак. Фортов В.Е.), 13 (коор. ак. Савин Г.И.), 22 (коор. ак. Морозов Н.Ф.), ОЕ-12 (коор. ак. Климов Д.М.).

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Erofeeva S.A. 78
Gottstein G. 164
Ipatov M. 62
Kisel V.P. 76–83
Kulish N.P. 121, 122
Lyashenko O.V. 121, 122
Onanko A.P. 121, 122
Onanko Y.A. 121, 122
Prodayvoda G.T. 121, 122
Shvindlerman L.S. 164
Vyzhva S.A. 121, 122
Zhukov A. 62
Zhukova V. 62

Абросимова Г.Е. 13, 131, 168
Агафонов С.С. 14, 33
Акчурин М.Ш. 15
Алиев М.А. 16, 17
Альшиц В.И. 18
Анашкин О.П. 95
Аронин А.С. 19
Астафурова Е.Г. 20, 21, 22, 66, 153

Баранникова С.А. 23
Баретцки Б. 146
Батаев А.А. 24
Бахметьев А.М. 119
Бахрачева Ю.С. 140
Бащенко Л.П. 25
Белов А.Ю. 26
Белозёрова Э.П. 27
Белослудцева Е.С. 28
Белоусова Я.В. 93
Бессонов Д.А. 29
Бетехтин В.И. 30
Бетехтин В.И. 142, 143
Благовещенский Ю.В. 118
Блантер М.С. 14, 31
Блинова Е.Н. 40, 137
Болдин М.С. 14, 32, 118
Борисова П.А. 14, 33
Бродова И.Г. 127
Брытков Д.А. 129
Будовских Е.А. 25, 136
Бузанов О.А. 96, 97, 111
Буйнова Л.Н. 34

Валиев Р.З. 85
Васильев Л.С. 35
Васильева Ю.В. 98
Власов Н.М. 36
Власова А.М. 46
Внуков В.И. 75
Воробьев С.В. 29, 42

Гайнутдинов Р.В. 15
Гармаш В.М. 37
Гастрок Й. 97
Гервасьева И.В. 38
Гёринг Э. 146
Гернштейн Г. 41
Гиляров В.Л. 143
Глазков В.П. 14, 33
Глезер А.М. 39, 40, 148
Голосов Е.В. 75
Голосова Т.Н. 41
Голубенко А.А. 108
Горбунов С.В. 42
Горнаков В.С. 43
Горнакова А.С. 44, 149
Гохфельд Н.В. 34
Графутин В.И. 132
Григорьева Н.А. 45
Гринберг Б.А. 46
Громов В.Е. 25, 29, 42, 61, 63, 90, 93, 112, 136
Грязнов Е.Ф. 47
Грязнов М.Ю. 120
Гуськов А.В. 24, 48

Данейко О.И. 45
Данилов В.И. 49
Даринская Е.В. 18
Денисов А.А. 166, 167
Дешевых В.В. 98, 99
Диев Д.Н. 95
Динисилов А.С. 95
Дмитриев А.И. 50
Дмитриев В.В. 31
Дмитриевский А.А. 51
Добаткин С.В. 66
Драньков Н.О. 48
Дубовицкий А.В. 139
Дудник Д.В. 52
Дудник Е.А. 53
Дьяконов Д.Л. 102, 103
Дьяконова Н.Б. 102, 103

Егоров В.Н. 96, 97, 111
Емалетдинов А.К. 54–57
Емельченко Г.А. 58
Еременко В.Г. 59
Ермаков А.В. 38
Ершов А.Е. 60
Ефименко И.Т. 25
Ефимов О.Ю. 61, 93

Желтов М.А. 166, 167
Желтякова И.С. 75
Жохов А.А. 58
Журавина Т.В. 24

Загуляев Д.В. 63
Закалюкин Р.М. 15
Зариковская Н.В. 64
Захаров В.М. 65
Захарова Г.Г. 20, 66, 153
Захожева М.И. 101
Зверькова И.И. 139
Зельдович В.И. 67, 160, 161
Земба П. 87
Золотов А.Е. 166, 167
Зубков А.И. 69
Зуев Л.Б. 23, 49

Иванов А.Г. 68
Иванов К.В. 25
Иванов М.А. 46
Иванов Ю.Ф. 25, 29, 42, 61, 90, 93, 112
Ильинский А.И. 69
Инсепов З. 70
Ионина А.В. 25
Исаева Н.В. 118
Иунин Ю. Л. 71

Кадомцев А.Г. 30, 142, 143
Казанцева Л.П. 125
Кайгородова Л.И. 72
Калетина Ю.В. 73
Каминский А.А. 15
Караваева М.В. 85
Кардашев Б.К. 30
Карпинский Д.Н. 74
Карпов М.И. 75, 92
Картенко Н.Ф. 145
Карыев Л.Г. 94
Кашапов М.Р. 85
Кведер В.В. 123
Кейлин В.Е. 95
Кийко В.М. 75, 92
Кирилин Р.В. 37
Кириллов А.М. 157
Классен Н.В. 60, 84
Клевцов Г.В. 85
Клевцова Н.А. 85
Климов К.М. 117
Клиппенштейн А.Д. 137
Клюева С.Ю. 150
Ключник П.А. 128
Клявин О.В. 86
Кобелев Н.П. 84
Ковалевская Т.А. 45
Когтенкова О.А. 87
Козлов Э.В. 88, 89
Козлова Н.А. 119
Колдаева М.В. 18
Колобов Ю.Р. 75
Колыванов Е.Л. 84
Колюбакин А.И. 165
Конева Н.А. 88, 89
Коновалов С.В. 29, 42, 61, 63, 90, 93, 112
Коняев А.А. 91
Копылов В.И. 119, 120, 163
Коржов В.П. 75, 92
Корзников А.В. 101
Королев А.В. 28
Коротков Л.Н. 99
Коршунов А.Б. 96
Костерев В.Б. 61, 93
Котиков Д.Н. 14
Коуров Н.И. 28, 34, 133
Кочергина Ю.А. 94
Красников В.Л. 27
Кривых А.В. 95
Крылов С. А. 96
Кугаенко О.М. 96, 97, 111
Кузнецов П.М. 156, 158
Куксин А.Ю. 70
Кулаков В.И. 139
Кульков В.Г. 98, 99
Купенко И.И. 15
Куранова Н.Н. 28, 100
Курлов В.Н. 60
Кучеев Ю.О. 44, 87

Левина А.В. 105
Литвинов Б.В. 161
Литовченко И.Ю. 101
Ловцов А.Р. 51

Лопатин Ю.Г. 119, 120
Лябук С.И. 69
Лясоцкий И.В. 102, 103

Мазилкин А.А. 146, 151
Макаров В.В. 100
Макушев С.Ю. 137
Малашенко В.В. 104
Малашенко Т.И. 104
Мальцева Л.А. 105
Мальцева Т.В. 105
Мартусевич Е.В. 112
Марченкова Е.Б. 28
Мелехин Н.В. 106, 119, 120
Мельник Ю.И. 118
Мельников Е.В. 153
Мельчаков М. А. 107
Милевский К.Е. 24, 48
Мильман Ю.В. 108
Миронов Ю.П. 101
Митропольская С.Ю. 109
Михайлова Н.Ю. 24
Могильникова И.В. 87
Моисеенко В.В. 104
Моргунов Р.Б. 50
Москвичева А.В. 118
Музыря А.К. 67
Муктепавела Ф.О. 149
Мышляев М.М. 110
Мясникова В.И. 61
Мятиев А.А. 146

Надежкин М.В. 23
Наими Е.К. 111
Найден Е.П. 101
Найденкин Е.В. 66
Нарыкова М.В. 30
Насонов П.А. 160
Невский С.А. 112
Нестеров К.О. 116
Нечаев Ю.С. 113, 114
Никаноров С.П. 86
Никитенко В.И. 43, 71, 115
Новиков Г.В. 116
Новиков И.И. 117
Норман Г.Э. 70
Нохрин А.В. 32, 118–120

Озерец Н.Н. 105
Орлов В.И. 123
Орлова Д.В. 49
Орлова Т.С. 145
Осинская Ю.В. 124

Панченко Е.Ю. 125
Парфеньева Л.С. 145
Пацелов А.М. 126
Пермякова И.Е. 40
Першина Е.А. 19
Петраков В.С. 96, 97, 111
Петржик Е.А. 18
Петров С.С. 124
Петрова А.Н. 127
Петухов Б.В. 128
Пилюгин В.П. 34, 72, 129
Пирожникова О.Э. 120
Пискунов А.В. 119, 120
Плужникова Т.Н. 157
Поздняков М.Л. 97
Покоев А.В. 124
Поляков А.В. 95
Полянский А.А. 130
Пономарева М.В. 42
Попов А.А. 133
Попова Н.А. 88
Поспелова М.М. 131
Прокопьев Е.П. 132
Протасова С.Г. 146
Прохоров Д.В. 75, 92
Пушин А.В. 100, 133
Пушин В.Г. 28, 34, 72, 133, 134, 152

Рааб Г.И. 66, 85
Распосиенко Д.Ю. 72
Рогалин В.Е. 135
Родаев В.В. 51
Родионов Д.П. 38
Романов Д.А. 136
Рубан А.В. 31
Русаков В.С. 139
Русаненко В.В. 137

Сагалова Т.Б. 96
Самойленко В.В. 24
Сандлер Н.Г. 119
Санников С.В. 74
Сахаров Н.В. 32, 118–120, 138
Сахаров С.А. 96, 97, 111
Седых В.Д. 139
Семенов В.Н. 44, 75
Семенов С.В. 140
Семенова Л.М. 140

Сенаторова О.Г. 152
Сидоров С.А. 157
Симонов А.Ю. 67
Скворцов А.А. 50
Скворцов А.И. 107
Скворцова Н.П. 141
Скородумов П.А. 94, 156, 158
Слуцкер А.И. 142–144
Смирнов Б.И. 145
Смирнов И.А. 145
Смирнова Е.С. 119
Смирнова И.А. 147
Соменков В.А. 14, 33
Старенченко В.А. 41
Стариков С.В. 70
Старовацкая С.Н. 90
Стегайлов В.В. 70
Столбоушкина О.А. 90
Страумал А.Б. 87
Страумал Б.Б. 44, 87, 146
Страумал П.Б. 146
Суворов Э.В. 147
Сундеев Р.В. 148
Сурсаева В.Г. 149
Счастливцев В.М. 73, 150
Сысоев А.А. 37

Табатчикова Т.И. 150
Табачкова Н.Ю. 96
Талипов Р.Р. 57
Терещенко А.Н. 151, 165
Терещенко А.Н. 165
Тимофеев В.Б. 4
Тимофеева Е.Е. 125
Тимошенков С.П. 132
Толкачев В.Ф. 91
Толстун А.Н. 75, 92
Томашевский Э.Е. 144
Тришкина Л.И. 88, 89
Троянов В.А. 152
Тряев П.В. 119
Тукеева М.С. 20, 66, 153
Тюменцев А.Н. 101
Тялин Ю.И. 154, 155
Тялина В.А. 154, 155

Уварова С.С. 96, 97, 111
Уксусников А.Н. 28, 152
Усеинов С.С. 40, 148

Федоров В.А. 94, 116, 156–159
Федотов Д.Ю. 159
Фесенюк М.В. 85
Филиппова В.П. 137
Филонов К.Н. 60
Фирстов С.А. 40
Фокина Е.А. 73
Фролова Н.Ю. 67, 160
Фунтиков Ю.В. 132

Хейфец А.Э. 67, 160, 161
Хлебникова Ю.В. 38
Хомская И.В. 160, 161
Хорев И.Е. 65
Хорошева М.А. 123

Целлермаер В.Я. 63

Чартаев Х.Ш. 16, 17
Челяпина О.И. 162
Чемеркина М.В. 156, 158
Чернов Ю.М. 86
Чиванов А.В. 116
Чувильдеев В.Н. 32, 118–120, 138, 163
Чумляков Ю.И. 21, 125

Шалимова А.В. 148
Шарапова В.А. 105
Шведченко Д.О. 18
Шевченко С.А. 165
Шибков А.А. 166, 167
Ширинкина И.Г. 127
Ширнина Д.П. 168
Шорохов Е.В. 160
Шотин С.В. 32, 118
Шпейзман В.В. 86
Штейнман Э.А. 58, 151
Шуклинов А.В. 51
Шурыгина Н.А. 40
Шушунов М.Н. 14

Щербаков В.И. 95

Якимов Е.Б. 58
Яковлев А.В. 157, 159
Яковлева И.Л. 150
Янилкин А.В. 70, 169

ДЛЯ ЗАМЕТОК

ДЛЯ ЗАМЕТОК

ДЛЯ ЗАМЕТОК